MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica PPMec

Ewerton Rodrigues Silveira

EFEITO DO GRAU DE DEFORMAÇÃO NA FORMAÇÃO DE MARTENSITA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO EM UMA LIGA DE AÇO INOX DÚPLEX UNS S32205

> Dissertação para Obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica

> > Rio Grande 2017

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica PPMec

Ewerton Rodrigues Silveira

EFEITO DO GRAU DE DEFORMAÇÃO NA FORMAÇÃO DE MARTENSITA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO EM UMA LIGA DE AÇO INOX DÚPLEX UNS S32205

Orientador: Professor Luciano Volcanoglo Biehl, Dr

Rio Grande 2017

Ewerton Rodrigues Silveira

Efeito do Grau de Deformação na Formação De Martensita Induzida por Deformação em uma Liga De Aço Inox Dúplex Uns S32205/ Ewerton Rodrigues Silveira. – Rio Grande, RS, 2017-

97 p. : il. (algumas color.) ; 30 cm.

Orientador: Luciano Volcanoglo Biehl

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande - FURG Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica PPMec, 2017. 1. Aço Inoxidável dúplex. 2. Martensita Induzida por deformação 3. Encruamento. I. Luciano Volcanoglo Biehl. II. Universidade Federal do Rio Grande - FURG. III. Escola de Engenharia. IV. Mestre em Engenharia Mecânica. x



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG ESCOLA DE ENGENHARIA Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica PPMec



Ata n° **05/2017** da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos dez dias do mês de agosto de dois mil e dezessete, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG, às treze horas no Mini Auditório da Escola de Engenharia no Campus Carreiros da Universidade Federal do Rio Grande – FURG, a que se submeteu o mestrando **Ewerton Rodrigues Silveira**, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa Engenharia de Soldagem e Materiais do PPMec, com o seguinte título: **EFEITO DO GRAU DE DEFORMAÇÃO NA FORMAÇÃO DE MARTENSITA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO EM UMA LIGA DE AÇO INOX DÚPLEX UNS S32205** referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores Jorge Luis Braz Medeiros e Vinícius Martins, sob a presidência do Professor Luciano Volcanoglo Biehl. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

 1. Jorge Luis Braz Medeiros:
 AlloyAD

 2. Luciano Volcanoglo Biehl:
 Aprovadla

 3. Vinícius Martins:
 Aprovadla

Foi concedido um prazo de <u>15</u> dias, para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1. YALY M
CPF: 588.871.210-87 2. Juniano Volcanoglo Biell.
CPF: 575.195.100-00 Vini in Martin
CPF: 971.591.310-53
Ewerton Rodrigues Silveira: <u>Rwinta Dodrigues Gibura</u>

Ewerton Rodrigues Silveira

EFEITO DO GRAU DE DEFORMAÇÃO NA FORMAÇÃO DE MARTENSITA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO EM UMA LIGA DE AÇO INOX DÚPLEX UNS S32205

Dissertação apresentada à Universidade Federal do Rio Grande – FURG, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Fabricação

Data: ____/___/____

Resultado: _____

Banca Examinadora:

Orientador: Professor Luciano Volcanoglo Biehl, Dr. (PPMec/FURG)

Professor Jorge Luis Bráz Medeiros, Dr. (PPMec/FURG)

Professor Vinícius Martins, Dr. (IFSul/Pelotas)

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a minha esposa Verônica Canteiro Silveira e ao meu orientador Professor/Amigo Luciano Volcanoglo Biehl, que sempre me apoiaram e estiveram ao meu lado nos momentos mais difíceis acreditando mais em mim do que eu mesmo.

Dedico também as minhas filhas Giovana Canteiro Silveira e Manuela Canteiro Silveira que dão sentido a minha vida.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos professores por me proporcionar o conhecimento não apenas racional, mas a manifestação do caráter e afetividade, em especial dos professores Dr. Luciano Volcanoglo Biehl e Dra. Alice Osório.

Ao meu Pai Roberto pelo amor e apoio incondicional.

A minha madrinha Cleusa, que esteve sempre nos meus pensamentos.

A minha esposa Verônica, que de forma especial e carinhosa me deu força e coragem principalmente nos momentos de angústia, quero agradecer também minhas filhas Giovana e Manuela, que embora não tivessem conhecimento, me iluminaram de maneira especial.

Ao colega Eduardo por ter compreendido minha necessidade e cedido um turno do tão concorrido MEV, e ao colega Rafael que foi tão prestativo com as instruções de utilização dos equipamentos de metalografia e microdureza.

Agradeço à Companhia Arcelor Mittal Inox Brasil pela doação do material analisado neste trabalho.

SUMÁRIO

DED	DICATÓRIA	5
AGF	RADECIMENTOS	6
LIS	TA DE FIGURAS	8
LIS	TA DE TABELAS	10
LIS	TA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	12
RES	SUMO	13
ABS	STRACT	14
1.	INTRODUÇÃO	14
2.	REVISÃO DA LITERATURA	16
	2.1 Aços Inoxidáveis Duplex	17
	2.2 Principais fases presentes nos ácidos inoxidáveis	21
	2.3 Mecanismo de deformação plástica	23
	2.4 Formações da Martensita	24
	2.5 Martensita Induzida por deformação nos aços inoxidáveis	25
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	30
	3.1 Caracterização inicial dos aços inoxidáveis dúplex UNS S32205	31
	3.2 Microscopia óptica	32
	3.3 Microscopia eletrônica de varredura	33
	3.4 Mapeamento (filtro) por espectrometria de energia dispersiva (EDS)	34
	3.5 Ensaio demicrodureza	34
	3.6 A defomação por pressão	36
	3.7 Análises das amostras deformadas	36

4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES					
	4.1 Caracterização inicial dos aços inoxidáveis dúplex UNS S32205	.37				
	4.2 Deformação equivalente a 5%	.42				
	4.3 Deformação equivalente a 10%	.45				
	4.4 Deformação equivalente a 15%	.47				
	4.5 Deformação equivalente a 20%	.49				
	4.6 Deformação equivalente a 25%	.51				
	4.7 Deformação equivalente a 30%	.53				
	4.8 Análise das microdurezas	.55				
5.	CONCLUSÕES	.58				
SUG	ESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	.59				
REF	ERÊNCIAS	.60				
APÊ	NDICE	.65				

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Aços inoxidáveis duplex: fases de grãos de austenita e ferrita17
Figura 2 - Diagrama do Fe-Cr-Ni20
Figura 3 - Amostra de aço inoxidável dúplex atacada com gás GLP21
Figura 4 - Efeito do teor de cromo no campo austenítico22
Figura 5 - Precipitados de fase sigma em um aço superduplex23
Figura 6 - Esquema da distribuição de discordâncias de grãos encruados: A - Grão Austenítico; B - Grão Ferrítico
Figura 7 - Aprisionamento do carbono dentro da estrutura CCC, surgindo a estrutura TCC
Figura 8 - Relação entre martensita induzida por tensão e martensita induzida por deformação
Figura 9 - Comparação da fração de marensita induzida por deformação de um aço inoxidável austenítico e dúplex
Figura 10 - Micrografias ópticas das amostras deformadas: (a) 3%, (b) 6%, (c) 9% e (d) 12% de um aço inoxidável AISI 304
Figura 11 - Aço Inoxidável dúplex deformado, apresentando martensita induzida por deformação
Figura 12 - Organograma metodológico da pesquisa
Figura 13 - Amostras cortadas e identificadas
Figura 14 - Espectrômetro de emissão ótica
Figura 15 - Representação de um Microscópio eletrônico de varredura
Figura 16 - Prensa utilizada no ensaio
Figura 17 - Amostra de aço inoxidável dúplex não deformada: A - região 1 e B - região 2
Figura 18 - Imagens do MEV do aço dúplex sem deformação: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados
Figura 19 - Análise pontual do aço inoxidável dúplex sem deformação41

Figura 20 - Imagem do aço inoxidável dúplex sem deformação: A - Imagem do MEV e B - Imagem formada pelo filtro do Carbono
Figura 21 - Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 5%: A - região 1 e B - região 243
Figura 22 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 5%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados
Figura 23 - Imagem do aço inoxidável dúplex com 5% de deformação: A - Imagem do MEV e B - Imagem formada pelo filtro do Carbono
Figura 24 - Imagem formada com o filtro de carbono sem e com 5% de deformação.
Figura 25 - Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 10%: A - região 1 e B - região 246
Figura 26 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 10%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados.
Figura 27 - Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 15%: A - região 1 e B - região 248
Figura 28 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 15%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados.
Figura 29 - Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 20%: A - região 1 e B - região 2
Figura 30 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 20%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados.
Figura 31 - Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 25%: A - região 1 e B - região 2
Figura 32- Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 25%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados.

Figura 33 - Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 25%: A - região 1 e B - região 2
Figura 34 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 30%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados.
Figura 35 - Imagem do MEV do aço dúplex sem deformação: detecção através elétrons retroespalhados
Figura 36 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 30%: detecção através elétrons retroespalhados
Figura 37 - Microdureza da amostra sem deformação57
Figura 38 - Microdureza da amostra com 30% de deformação58
Figura 39 - Valores de dureza ao longo das deformação

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição	química nomina	do aço UNS S32205.	
-----------------------	----------------	--------------------	--

Tabela 2 - Composição química do aço UNS S32205 obtido no espectrômetro.38

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

- BES Elétrons retroespalhados.
- **BSSA BRITISH STAINLESS STEEL ASSOCIATION**
- CCC Cúbico de copro centrado;
- CFC Cúbico de face centrada.
- Cr Cromo.
- Fe Ferro.
- GLP Gás liquefeito do petróleo.
- MEV Microscópio eletrônico de varredura.
- M_f Final da reação martensítica.
- MID Martensita Induzida por deformação.
- MO Microscópio óptico.
- Mo Molibdênio
- MPa Mega Pascal.
- M_s Início da reação martensítica.
- N Nitrogênio.
- Ni Níquel.
- PREN Número Equivalente de Resistência Pitting
- SEI Elétrons secundários.
- SIM Strain induced martensite
- α fase alfa ferrita, estrutura cúbica de corpo centrado
- γ fase gama austenita, estrutura cúbica de face centrada
- σ fase sígma, estrutura tetragonal

RESUMO

A família dos aços inoxidáveis apresentam uma excelente resistência a corrosão, tendo o cromo como seu elemento principal. Dependendo da composição química, a microestrutura pode se apresentar na forma austenítica, ferrítica, martensítica e também a mistura de austenita e ferrita. Especificamente nas classes onde a austenita se apresenta, existe a possibilidade do surgimento de uma estrutura martensítica, mas não aquela oriunda do resfriamento rápido, mas sim através da deformação, denominada Martensita Induzida por deformação (MID). Esta nova microestrutura aumenta a resistência mecânica, mas diferentemente da martensita oriunda do resfriamento rápido, não necessita que se realize a operação de revenimento. Este trabalho teve por objetivo avaliar diferentes graus de deformação de uma liga de aço inoxidável UNS S32205 e observar a formação da martensita induzida por deformação. Para a realização desta pesquisa foram realizados seis níveis de deformação, de 5% ate 30%, posteriormente analisadas através de microscopia óptica e de varredura, mapeamento de elementos e microdureza, comparando com a amostra não deformada. Os resultados indicaram que ao nível de 5% de deformação não é possível observar a martensita induzida por deformação ao microscópio óptico mas é possível identificar através do microscópio eletrônico de varredura, através da detecção de elétrons retroespalhados. Somente após a deformação equivalente a 15% do aço inoxidável dúplex foi possível identificar MID via microscopia óptica. Em todos os níveis de deformação foi possível detectar a martensita induzida por deformação, sendo a imagem gerada pelos elétrons retrospalhados foi a que apresentou melhor resultado. Os níveis de dureza demonstram que a partir de 5% de deformação do aço inox dúplex já surge a martensita induzida por deformação.

Palavras-chave: Aços Inoxidáveis Dúplex; Martensita Induzida por Deformação; Encruamento.

ABSTRACT

The family of stainless steels have excellent corrosion resistance, with chromium as their main element. Depending on the chemical composition, the microstructure can present in the austenitic, ferritic, martensitic form and also the mixture of austenite and ferrite. Specifically in the classes where austenite presents itself, there is the possibility of a martensitic structure, but not that derived from the rapid cooling, but through the deformation, called strain induced martensite (SIM). This new microstructure increases the mechanical strength, but unlike the martensite that comes from the fast cooling, it does not require that the tempering operation be performed. The objective of this work was to evaluate different degrees of deformation of a stainless steel alloy UNS S32205 and observe the formation of the SIM. In order to perform this research, five levels of deformation were performed, from 5% to 30%, later analyzed by optical and scanning microscopy, element mapping and microhardness, comparing with the non-deformed sample. The results indicated that at the 5% level of deformation it is not possible to observe the strain induced martensite under the optical microscope, but it is possible to identify through the scanning electron microscope, through the detection of backscattered electrons. Only after the deformation equivalent to 15% of duplex stainless steel was it possible to identify SIM by light microscopy. At all levels of deformation it was possible to detect the deformation induced martensite, and the image generated by the backscattered electrons was the one that presented the best result. The hardness levels show that from 5% deformation of the duplex stainless steel the deformation induced martensite appear.

Keywords: duplex stainless steel; Strain induced martensite; Strain hardening

1. INTRODUÇÃO

A indústria metalmecância vem cada vez mais utilizando os aços inoxidáveis em virtude de suas das excelentes características de: resistência à corrosão, resistência mecânica, conformação mecânica, reciclagem, estética, dentre outras. Em razão disso, os aços inoxidáveis são utilizados como produtos em diveras diversas áreas, desde fachadas e grades, eletrodomésticos até a indústria médica. Por sua vez, os aços inoxidáveis dúplex vem ganhando força no mercado devido a suas excelentes propriedades mecânicas aliadas a ótima resistência a corrosão.

Alguns tipos de aços inoxidáveis, que apresentam a fase austenítica podem aumentar sua resistência mecânica quando deformados, surgindo uma estrutura conhecida por martensita induzida por deformação (MID).

O surgimento desta nova estrutura propicia um aumento de resistência mecânica sem a perda efetiva da ductilidade. As duas fases presentes nos aços inoxidáveis dúplex, ferrita e austenita apresentam comportamentos completamente diferentes quanto a deformação plástica. A ferrita, devido a grande quantidade de sistemas de deslizamento e a maior energia de falha de emplilhamento, não apresenta MID e sofre menor encruamento. Já a Austenita, por possuir um número menor de sistemas de deslizamento e menor energia de falha de emplihamento, podendo se transformar em martensita quando deformada (AGUIAR, 2012).

Este trabalho teve por objetivo geral analisar o efeito do grau de deformação de um aço inoxidável dúplex UNS S32205, com níveis de 5% até 30% de deformação na formação da martensita induzida por deformação.

Tem por objetivo específico, as seguintes questões:

- À partir de qual nível de deformação é possível observar MID (martensita induzida por deformação) no microscópio óptico?

- À partir de qual nível de deformação é possível observar MID (martensita induzida por deformação) nas imagens dos elétrons retroespalhados geradas pelo microscópio eletrônico de varredura?

- A técnica EDS (sistema de energia dispersiva) é adequada para identificar as fases austenítica e ferrítica?

- Pelo mapeamento do carbono é possível identificar a fase austenítica?

- Analisando os resultados do ensaio de microdureza, à partir de qual nível de deformação identifica-se MID (martensita induzida por deformação)?

2. REVISÃO DA LITERATURA

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro, carbono e cromo que apresentam valores mínimos de 10,50% de Cr. Outros elementos metálicos podem fazer parte destas ligas, mas o cromo é considerado o elemento mais importante porque é o que dá aos aços inoxidáveis uma elevada resistência à corrosão. Os aços inoxidáveis surgiram de estudos realizados em 1912, tanto na Inglaterra como na Alemanha. O aço estudado na Inglaterra era uma liga Fe-Cr, com cerca de 13% de Cr. Na Alemanha, tratou-se de uma liga que, além de Fe e Cr, continha também níquel. No primeiro caso, era um aço inoxidável muito próximo ao que hoje chamase de 420 e, no segundo, outro aço inoxidável bastante parecido com o que hoje é conhecido como 302. Anteriormente, na primeira metade do século XIX, foram feitas ligas Fe-Cr. Nessa época, o conceito predominante considerava que um material era resistente à corrosão se resistia ao mais popular e conhecido dos ácidos inorgânicos: o ácido sulfúrico. Esse fato e a incapacidade das aciarias daquela época de reduzir a quantidade de carbono fizeram abandonar, durante muitos anos, o estudo destas ligas (MATOS, 2013).

Os aços inoxidáveis são divididos em: Ferríticos (Família normativa 430, 409 e 410S): possuem de 11 a 17% de cromo (Núcleo Inox) e menos que 0,3% de carbono (COSTA, 2016). Não possui níquel e são mais econômicos. Os aços ferríticos possuem grande resistência a corrosão sob tensão e sua resistência pode ser aumentada por trabalho a frio. Apresenta fácil conformação, são magnéticos e soldáveis com alguns cuidados especiais. Martensíticos (Família normativa 420): possuem de 12% a 18% de cromo (Núcleo Inox), e de 1% a 1,5% de carbono (COSTA, 2016). Podem receber tratamento de têmpera adquirindo elevados níveis de dureza e resistência mecânica. São magnéticos, pouco soldáveis, apresentam baixa resistência a corrosão. Austeníticos (Famílias normativas 301, 304, 304L, 306 e 306L): possuem de 17% a 25% de cromo, e de 7% a 20% de níquel (Núcleo Inox). Apresentam alta ductilidade e soldabilidade e são o tipo de aço inox mais utilizado por apresentar melhor resistência a corrosão, principalmente se adicionados elementos como o molibdênio ou reduzido seu teor de carbono. Não são magnéticos e podem ser utilizados para trabalhos a temperaturas muito baixas (menor que 0 °C) ou muito altas (até 925 °C). Além destes grupos principais existem o aço

inoxidável duplex e o PH. O primeiro é um aço formado por uma estrutura dupla de matriz ferrítica com ilhas de austenita e que apresenta características de elevada resistência mecânica e à corrosão. O segundo é o aço inoxidável endurecível por precipitação (PH). De estrutura martensítica, é ferro magnético e tem sua dureza aumentada por um processo diferente dos martensíticos atingindo uma resistência a tração da ordem de 1700 MPa. Possuem boa ductilidade e tenacidade sendo sua resistência à corrosão comparável ao aço austenitico 304. O aço PH é muito usado na indústria aeroespacial enquanto que o duplex possui larga aplicação nas indústrias alimentícias, químicas, petroquímicas, papel e celulose dentre outras (COSTA, 2016).

2.1- Aços Inoxidáveis Duplex

O aço inoxidável duplex é assim chamado porque possui uma microestrutura em duas fases consistindo em grãos de aço inoxidável ferrítico e austenítico. A Figura 1 mostra a fase austenítica amarela como "ilhas" cercadas pela fase ferrítica azul. Quando o aço inoxidável duplex é derretido, solidifica da fase líquida para uma estrutura completamente ferrítica. À medida que o material esfria até a temperatura ambiente, cerca de metade dos grãos ferríticos se transformam em grãos austeníticos ("ilhas"). O resultado é uma microestrutura de cerca de 50% de austeníte e 50% de ferrita.

Figura 1- Aço inoxidável duplex: fases de grãos de austenita e ferrita



Fonte: IMOA, 2009

A ideia de aço inoxidável duplex remonta à década de 1920, com o primeiro elenco feito na Avesta na Suécia em 1930. No entanto, é somente nos últimos 30 anos que os aços duplex começaram a "tirar" de forma significativa. Isso se deve principalmente aos avanços nas técnicas de fabricação de aço, particularmente no que diz respeito ao controle do teor de nitrogênio (BSSA, 2016).

Os aços austeníticos padrão como 304 (1.4301) e aços ferríticos como 430 são relativamente fáceis de fabricar. Como os seus nomes implicam, eles consistem principalmente de uma fase, austenita ou ferrita. Embora esses tipos sejam bons para uma ampla gama de aplicações, existem alguns pontos fracos técnicos importantes em ambos os tipos:

Austenítico - de baixa resistência (200 MPa na condição de recozimento), baixa resistência à fissuração por corrosão sob tensão

Ferritico - de baixa resistência (um pouco mais alto do que austenítico, 250 MPa), má soldabilidade em secções grossas, baixa resistência à baixa temperatura.

Além disso, o alto teor de níquel dos tipos austeníticos leva à volatilidade dos preços, que é indesejável para muitos usuários finais.

A ideia básica de duplex é produzir uma composição química que leva a uma mistura aproximadamente igual de ferrita e austenita. As fases mais comuns dos aços dúplex são austenita, de estrutura CFC, representada por gama, ferrita, de estrutura cúbica de corpo centrado, representada por alfa e também a martensita, quando ocorre deformação plástica a partir de determinado valor. Em relação a austenita e a ferrita, este equilíbrio de fases fornece o seguinte:

- Maior resistência A faixa para os tipos dúplex atuais é de 400 a 550 MPa.
 Isso pode levar a uma redução das espessuras de seção e, portanto, a um peso reduzido. Esta vantagem é particularmente significativa para aplicações como: Tanques de pressão e tanques de armazenamento;
- Aplicações Estruturais, por exemplo, pontes;
- Boa soldabilidade em secções grossas Não tão direta como austenítica, mas muito melhor do que a ferrítica.

- Boa dureza Muito melhor do que a ferrítica, especialmente a baixa temperatura, tipicamente até menos 50 graus C, estendendo-se para menos 80 graus C.
- Resistência à corrosão por estresse Os aços austeníticos padrão são particularmente propensos a este tipo de corrosão. O tipo de aplicações onde esta vantagem é importante incluem:
- tanques de água quente;
- tanques de fabricação de cerveja;
- planta de processo;
- estruturas de piscina.

A composição química dos aços inoxidáveis dúplex depende do tipo utilizado. A liga mais conhecida é a AISI 2205 ou UNS32205, cuja composição química é de: Cromo, de 22 a 23%, Níquel de 4,5 a 6,5%, Carbono abaixo de 0,03%, Molibdênio na faixa de 3 a 3,5% e Nitrogênio entre 00,8 e 0,20%.

Os aços inoxidáveis duplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo, contendo até 0,30% em peso de nitrogênio na forma atômica, que apresentam microestruturas bifásicas compostas por uma matriz ferrítica e pela fase austenítica precipitada com morfologia arredondada e alongada. A diferença básica entre os aços inoxidáveis duplex e super duplex consiste principalmente nas concentrações de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio que essas ligas apresentam, sendo que alguns desses elementos interferem diretamente na resistência à corrosão por pite, que é uma forma de ataque químico em ambientes contendo íons halogênios, dentre eles destaca-se o íon cloreto (CI-). Uma maneira de quantificar empiricamente essa propriedade química é através da resistência equivalente à corrosão por pite, ou PREN (Pitting Resistance Equivalent). De acordo com a norma ASTM A890/A890M, essa grandeza pode ser calculada de acordo com a equação 1:

Equação 1: PREN =% Cr + 3,3 x% Mo + 16 x% N

Para o aço dúplex UNS 32205, o PREN vale: 35, ou seja uma excelente resistência a corrosão, quando comparado ao aço inoxidável austenítico AISI 304, que vale 18.

Em relação a rersistência a corrosão por *pitting*, os aços inoxidáveis dúplex apresentam boa performance, pois apresentam em sua composição química o elemento molibdênio, que tem a função de barrar a entrada de halogênios pela camada de Cr_2O_3 , funcionando como uma espécie de selador da camada de óxido de cromo.

Do ponto de vista da corrosão intergranular, que ocorre frequentemente pela precipitação de carbonetos de cromo dos contornos de grão, chamada de sensitização,os aços inoxidáveis dúplex apresentam elevada resistência a este tipo de corrosão, pois todos os aços inoxidáveis dúplex apresentam baixo teor de carbono, em geral valores abaixo de 0,03%, dificultando a formação e precipitação destes carbonetos de cromo nos contornos de grão. A Figura 2 mostra o diagrama Fe-Cr-Ni.





Fonte: ECKSTEIN, 1990

Conforme a composição de cromo e níquel, Figura 2, podemos ter diversas microestruturas, desde a fase alfa, ferrrítica, a fase gama, autenítica, a fase desta, ferrítica e também misturas entre elas, que é o caso do aço inoxidável dúplex. (GAUSS, 2015).

Para a identificação das fases de austenita e ferrita, o autor Aguiar, 2012 usou um ataque alternativo para a identificação das fases. Expos a amostra de aço inoxidável dúplex durante um minuto a chama do gas de cozinha (GLP), conforme Figura 3 :



Figura 3. Amostra de aço inoxidável dúplex atacada com gás GLP

Fonte: AGUIAR, 2012

2.2 Principais Fases Presentes nos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis apresentam quatro fases sólidas que são identificadas no sistema ternário Fe-Cr-Ni. Três fases são soluções sólidas: austenita (γ), de estrutura cúbica de faces centradas; ferrita (α), de estrutura cúbica de corpo centrado e α , de estrutura cúbica de corpo centrado e rica em cromo. A quarta fase é uma fase intermetálica chamada sigma (σ), de estrutura tetragonal, sendo extremamente dura frágil e não magnética (LIMA, 2006)

A fase austenítica surge quando o teor de níquel aumenta na composição dos aços inoxidáveis, por outro lado, o cromo acaba diminuindo o campo austenítico, como pode-se notar na Figura 4.



Figura 4 - Efeito do teor de cromo no campo austenítico



Do ponto de vista do cromo e do níquel, qualquer dos elementos adicionados em quantidades apreciáveis, elimina a alotropia do ferro, mas o níquel estabiliza a austenita, ao passo que o cromo estabiliza a ferrita conforme Figura 4. Assim, quando ambos os elementos estão presentes, resulta uma situação de compromisso e ambas as formas alotrópicas podem se desenvolver nas suas temperaturas apropriadas. Aparentemente, o níquel exerce uma influência mais decisiva do que o cromo, no que diz respeito às formas alotrópicas do ferro. A fase austenítica nos aços inoxidáveis, à medida que aumenta o teor de níquel, torna-se cada vez mais estável a ponto de, com 8% de níquel, para baixos teores de carbono, as ligas ficarem inteiramente austeníticas, mesmo com recozimento.

A fase alfa', também chamada de fragilização a 475 °C, ocorre na faixa de temperatura entre 300 a 525 °C e causa considerável aumento do limite de escoamento e da dureza do material. Estes precipitados são ricos em cromo,

apresentam uma estrutura cúbica de corpo centrado, são coerentes com a ferrita e têm uma grande resistência ao coalescimento mesmo por longo período de exposição entre 300 e 550°C. A precipitação desta fase ocorre somente na ferrita, porque somente a ferrita se fragiliza, enquanto a austenita não é afetada. A precipitação ocorre na forma de partículas muito finas, na ordem de cerca de centenas de ângstrons e a sua presença imobiliza as discordâncias, causando, assim, a redução da tenacidade e ductilidade. Este tipo de fragilização leva á fratura do tipo clivagem das regiões ferríticas (GUNN, 1977; LIMA, 2006)

A fase sigma mostrada na Figura 5 é um composto intermetálico com estrutura tetragonal com célula unitária composta por 32 átomos e parâmetros de rede iguais a: a = 8,79 e c = 4,534. A nucleação destas partículas ocorre principalmente na interface entre as fases ferrita e austenita, podendo também nuclear em contornos de sub-grão ferrita-austenita e contornos de alta energia ferrita-ferrita (LIMA, 2006).

Sigma'

Figura 5- Precipitados de fase sigma em um aço superduplex

, ²⁰μm

Fonte: HEMMER, 1999

2.3 Mecanismos de Deformação Plástica

Existe uma relação direta entre a microestrututa de um material e a compreensão dos mecanismos de deformação e também na formação da textura do mesmo. No que tange a energia envolvida na deformação, 99% é dissipado na

forma de calor e apenas 1% fica armazenado no material deformado. Tal energia fica localizada nos defeitos pontuais e também nas discordâncias que são criadas durante a deformação (GAUSS, 2015). A deformação plástica é um processo de criação de defeitos cristalinos, tais como a criação de discordâncias, maclação, etc. Este fenômeno ocorre pelo deslizamento de planos preferenciais durante a aplicação das forças que deformam o material plasticamente. Esses defeitos podem aumentar da casa de 10³ para 10⁹, logo após a ocorrência da deformação plática.

Entretando, a forma da distribuição destes defeitos gerados pela deformação plástica está ligado intrinsicamente à estrutura cristalina do material. Por exemplo, os materias com estrututa austenítica tem uma distribuição homogênea das discordâncias enquanto os materias cúbicos do corpo centrado possuem uma distribuição mais heterogênea. Estas diferenças estão ligadas a energia de defeito de emplilhamento do material, sendo alta para a ferrita e baixa para a austenita. A Figura 6 apresenta um esquema da distribuição das discordâncias de um grão austenítico (AGUIAR, 2012)

Figura 6- Esquema da distribuição de discordâncias de grãos encruados: A-Grão Austenítico; B- Grão Ferrítico



Fonte: AGUIAR, 2012

Os processos de deformação são diversos. Podemos destacar a produção de cavaco resultante da usinagem, por limagem ou também pelo processos de fabricação mecânica, tais como a conformação, laminação, podendo ser a quante ou a frio, extrusão, estampagem, etc.

Do ponto de vista dos aços inoxidáveis dúplex, necessita-se analisar os mecanismos de deformação de forma combinada, pois as fases de ferrita e austenita

se comportam de maneira diferente. Estas diferenças na estrutura cristalina e na energia de deformação das discordâncias são os principais causadores destas diferenças. Como resultado final, teremos apenas a austenita com a possibilidade de se transformar em martensita no processo de deformação, ficando a ferrita apenas com um aumento de resistência devido ao efeito do encruamento.

2.4 - Formações da Martensita

A martensita pode ser obtida de duas maneiras: através do resfriamento rápido e também induzida por deformação. Nos dois casos, ocorre um aumento da resistência mecânica do material quando comparado com seu estado inicial, sem a formação da microestrutura martensítica. Em cada caso, o processo fenomenológico é completamente diferente, apesar de no final, ambos causarem um aumento de resistência nos materias.

O caso mais comum e trivial de formação da martensita é a induzida por resfriamento rápido. Neste tipo de transformação, promovido por uma elevada taxa de cisalhamento na rede critalina. Esta transformação ocorre devido ao aprisionamento do carbono dentro da estrutura cúbica de corpo centrado que acaba deformando a estrutura cristalina, transformando-a em tetragonal de corpo centrado conforme ilustrado na Figura 7.

Devido a esta mudança repentina, o volume do material aumenta na casa de 5%. Devido a alta energia acumulada, faz necessário um tratamento térmico de alívio destas tensões, chamado revenimento, que na prática deve ser realizado até 1 h após o resfriamento brusco. Caso não seja realizado, o dano do material pode ser permanente. Nota-se que esta transformação é adifusional. A martensita primária agora formada é uma fase metaestável, de alta resistência mecânica.

Figura 7- Aprisionamento do carbono dentro da estrutura CCC, surgindo a estrutura TCC (A - estrutura cúbica de face centrada CFC / B – estrutura cúbica de corpo centrado CCC / C – estrutura tetragonal corpo centrado)



Fonte: STEBNER, 2014

Na prática, observa-se que a faixa de carbono em que as taxas de transformação são mais efetivas estão entre 0,3% e 0,8%. Abaixo deste valor, o carbono não consegue ficar aprisionado dentro da estrutura cúbica de corpo centrado e valores mais altos do que 0,8%, a energia é tão grande, que alguns grãos não tem força para se transformar da fase austenítica para a fase ferrítica, e como consequência temos a reação incompleta, surgindo então a austenita retida, juntamente com grãos martensíticos. (MARESCA, CURTIN, 2017).

A outra maneira de obter a martensita é através do processo de deformação. Como já discutido anteriormente, isto ocorre quando temos uma estrutura austenítica e esta é deformada e a um determinado nível surge então estrutura definida como MID, martensita induzida for deformação. Isto está associado a menor energia de defeto de emplilhamento que os aços austeníticos possuem.

Comumente, a martensita induzida por deformação é usada em aços com alto teor de manganês, conhecido como aços Aços Hadfield são aços de alta liga com carbono entre 1 e 1,4% e manganês entre 12 e 14%. São fáceis de soldar e possuem resistência à corrosão semelhante aos aços ao carbono. O manganês facilita a estabilidade da austenita até a temperatura ambiente, onde ela pode ser transformada em martensita por deformação plástica. É usado em ferramentas pneumáticas, dentes de escavadeira, mandíbulas de máquinas de britar, agulhas de ferrovias (SILVA, 2006).

2.5 Martensita Induzida por deformação nos aços inoxidáveis

Para a obtenção de martensita induzida por deformação nos aços inoxidáveis, necessita-se ter inicialmente a presença da fase austenítica na microestrutura, pois será esta que irá se transformar em MID. Neste caso, os aços que terão tal características são os pertencentes as classes do austeníticos e dos dúplex.

No caso dos aços inoxidáveis austenítico, devido a sua grande aplicabilidade na indústria da estampagem, uma deformação mais profunda poderá surgir a martensita induzida por deformação e, neste caso, é uma situação deletéria, pois teremos regiões com alta resistência mecânica e poderão surgir trincas. ECHEVERRI, 2017 e DREHER, 2017 estudaram este fenômeno na estampagem a frio de cubas e uma alternatica é a realização destas deformações em temperaturas mais altas. No que tange a questão da formação da martensita envolvendo processos sem a presença da temperatura, é interessante notar a diferença entre martensita induzida por tensão e martensita induzida por deformação, conforme a Figura 8.

Figura 8- Relação entre martensita induzida por tensão e martensita induzida por deformação).



Fonte: CASTRO, 2003

Na temperatura Ms, a força motriz é suficiente para nuclear a martensita sem aplicação de tensão. Em temperaturas entre Ms e Ms^o, ocorre nucleação de martensita, mas apenas com a aplicação de tensão. Neste caso tem-se a transformação induzida por tensão, na qual a tensão requerida para iniciar a transformação martensítica está na região elástica (abaixo de σ_{e}), mas aumenta com o aumento da temperatura, devido à diminuição da força motriz. Em M_s^o, a tensão crítica para formar martensita é igual ao limite de escoamento da austenita. Assim, a tensão na qual a transformação é iniciada tende a seguir σ_{e}^{A} logo acima de M_{s}^{σ} . Entretanto, em temperaturas mais altas, por exemplo, T_D, uma deformação plástica adicional, que faz com que a tensão para deformar plasticamente a austenita aumente devido ao encruamento e se torne igual a $\sigma_{A\to M}$, é necessária para compensar a redução na força motriz, fazendo com que tensão para que ocorra a transformação aumente em relação ao limite de escoamento. Para temperaturas superiores a Md, o aumento da tensão para deformar plasticamente a austenita não é suficiente para que a tensão atinja o valor de $\sigma_{A \rightarrow M}$ e torna-se impossível formar martensita induzida por deformação plástica. Assim, no intervalo de temperaturas entre Ms e M_s^{σ} tem-se martensita induzida por tensão, enquanto que entre M_s^{σ} e Md tem-se a transformação induzida por deformação (SALES, 2006).

A utilização dos aços inoxidáveis dúplex é diferente quando comparada a dos aços inoxidáveis austeníticos. A mistura de ferrita e austenita fornece uma característica de elevada resistência mecânica, não perdendo a ductilidade. Neste caso, tentar transformar a austenita do dúplex em martensita induzida por deformação pode ser uma boa alternativa para aumentar ainda mais a resistência mecânica desses aços.

Quando se compara a possibilidade de transformar austenita em martensita induzida por deformação, os aços inoxidáveis austenítico levam vantagem, pois os mesmos apresentam uma microestrutura 100% austenítica. Gaus em 2005 estudou este fenômeno e avaliou a fração de austenita transformada de um aço inoxidáveis austenítico AISI 304 L, com composições nominais de 18% de cromo, 8% de níquel e sendo a versão L, com carbono na casa de 0,03%. Já o aço inoxidável dúplex utilizado foi o UNS S31803, também conhecido como UNS S32205, ou simplesmente o AISI 2205, que possui a composição nominal de 22% de cromo, 5%

de níquel, 3% de molibdênio e baixo carbono, na ordem de 0,03%. Nessas situações, devido ao dúplex possuir aproximadamente 50% de austenita, a quantidade de martensita induzida por deformação transformada será menor quando comparado ao aço inoxidável austenítico. A Figura 9 apresenta tal evidência.

Figura 9- Comparação da fração de marensita induzida por deformação de um aço inoxidável austenítico e dúplex.



Fonte: GAUSS, 2015

A Figura 8 apresenta as duas maneiras distintas da formação de martensita pela aplicação de tensão. Nesta figura, $\sigma_{A\to M}$ é a tensão crítica para a nucleação da martensita (que aumenta com o aumento da temperatura), σ_{e} é o limite de escoamento da austenita (que diminui com o aumento da temperatura), Ms é a temperatura em que se inicia a transformação da austenita em martensita na ausência de tensão, M_s^{σ} é a temperatura abaixo da qual o "escoamento", sob uma tensão aplicada, é iniciado pela formação de martensita, e acima da qual, o "escoamento" é iniciado pelos processos usuais de escorregamento na fase parente. Md é a maior temperatura em que se pode transformar austenita em martensita com auxílio da aplicação de tensão. (SALES, 2006)

A martensita induzida por deformação apresenta características bem definidas. Dependendo do grau de deformação, a martensita induzida por deformação apresenta-se de uma forma diferente, conforme Figura 10.

Figura 10- Micrografias ópticas das amostras deformadas: (a): 3%, (b) 6%, (c) 9% e (d) 12% de um aço inoxidável AISI 304



Fonte: SANTOS, 2008

Nota-se que as regiões escuras correspondem à martensita α ' e as regiões claras correspondem à matriz austenítica. A martensita α ', que se apresenta na forma de placas paralelas interceptando a superfície da amostra, aumenta com o aumento da deformação. Quando essas placas atingem densidades maiores, elas se juntam, formando um contínuo como se fossem pacotes de martensita. Essas placas são, na verdade, ripas de martensita α ' que cruzam a superfície da amostra

como pequenos pontos. A maioria destas ripas forma-se nas intersecções das placas de martensita ε de diferentes orientações cristalográficas. (SANTOS, 2008).

Estudos realizados por Moallemi *et. al.,* 2017 demonstram o surgimento de martensita induzida por deformação em um aço inoxidável dúplex. Na figura abaixo é possível observar que entre as ilhas de ferrita e austenita, o dúplex apresentou a martensita induzida por deformação. Nesta situação, ocorreu a transformação parcial da austenita em MID, pois o processo realizado foi de conformação a quente.

Figura 11 - Aço Inoxidável dúplex deformado, apresentando martensita induzida por deformação



Fonte: MOALLEMI, 2017

Os aços inoxidáveis dúplex são relativamente novos no mercado. Faz-se necessário compreender melhor suas características bem como a relacionar os níveis de deformação a frio e a possibilidade de formação de martensita induzida por deformação.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste trabalho, foi utilizado um aço inoxidável dúplex do tipo UNS S32205 cuja composição química é mostrada na Tabela 1. O aço, de fabricação industrial, foi fornecido pela Companhia Arcelor Mittal Inox Brasil na forma de barras.

С	Mn	Si	Cr	Ni	Р	S	Мо	N
Máx.	Máx.	Máx.	22,0 a	4,5 a	Máx.	Máx.	3,0 a	0,14 a
0,03	2,00	1,00	23,0	5,5	0,03	0,02	3,5	0,15

Tabela 1- Composição química do aço UNS S32205

A composição do aço inoxidável dúplex se encontra dentro dos valores nominais da norma. A Figura 12 apresenta o organograma metodológico seguido na pesquisa.





3.1 Caracterização inicial dos aços inoxidáveis dúplex UNS S32205

A amostra de aço inoxidável dúplex foi recebida na forma de barras de 16 mm de diâmetro. As mesmas formam cortadas em 7 amostras de 10 mm de espessura, conforme Figura 13.



Figura 13- Amostras cortadas e identificadas



Após o corte, uma amostra foi devidamente preparada para análise da composição química do aço inoxidável dúplex utilizando o espectrômetro de emissão ótica modelo Fondry-Master Pro, marca Oxford Instruments mostrado na Figura 14.





Fonte: Próprio autor
3.2 Microscopia óptica

A microscopia óptica reflexiva é uma técnica bastante usada na caracterização de microestruras metálicas. Para a observação da amostra no microscópio, seguese uma rotina bem simples, mas bem trabalhosa, consistindo em lixamento, polimento e ataque químico para a observação das fases

A mesma amostra onde foi realizada a análise química passou por uma nova preparação para sua observação em microscópios óptico e de varredura. Para realização da caracterização microscópica, a amostra foi embutida a quente e posteriormente lixada com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600 e 1200, polida e atacada com o reagente de Vilela. A análise metalográfica ocorreu em um microscópio óptico de luz refletida, Olympus GX 51S, com sistema de aquisição de imagens digitais.

3.3 Microscopia Eletrônica de varredura

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada de maneira a complementar a microscopia óptica, pois possue uma faixa de ampliação muito maior, podendo chegar a 20.000X, contra 1.000 X na microscopia óptica. No funcionamento deste microscópio, os elétrons são acelerados numa coluna por tensões que podem atingir 40KV, através de lentes magnéticas que atingem a superfície do material. Este feixe, ao passar por bobinas de varredura, interage com o material e os sinais são detectados pelo equipamento. A corrente que passa pelas bobinas de varredura sincronizada com as bobinas de deflexão, produz uma imagem aumentada, que são amplificados e reproduzidos em uma tela de monitor. Com o objetivo de analisar com maior precisão as microestruturas do aço inoxidável dúplex, a amostra foi analisada por microscopia eletrônica de varredura, o equipamento utilizado foi o microscópio eletrônico de varredura marca JEOL modelo JSM-6610LV do CEME-SUL da FURG representado na Figura 15.



Figura 15- Representação de um Microscópio eletrônico de varredura

Fonte: UFOP, 2017

3.4 Mapeamento (filtro) por espectrometria de energia dispersiva (EDS)

A análise de dispersão de energia é um acessório frequentemente encontrado nos microscópios eletrônicos de varredura em que os raios X emitidos na microrregião analisada da amostra têm suas energias determinadas por detectores. Ao se determinar sua energia experimentalmente, determina-se o comprimento de onda. Com o comprimento de onda dos raios X, é possível identificar os átomos que o emitiram, sendo a intensidade proporcional a sua concentração. Para a realização do mapeamento por espectrometria de energia dispersiva, associado às imagens do MEV foi realizado um filtro de elementos, sendo escolhido o carbono como elemento de referência. A intenção desta análise é identificar as fases de austenita e ferrita. Mesmo com a pequena quantidade de carbono, este estará dissolvido em sua totalidade na austenita, por a mesma apresentar maior limite de solubilidade do carbono quando comparado a ferrita. Esta técnica é uma alternativa para a identificação das fases ferrita e austenina em relação a técnica de utilizando o ferritoscópio, que identifica as fases magnéticas.

3.5 Ensaio de microdureza

Para avaliar a dureza das fases, a amostra, com ataque químico, passou por ensaio de dureza por microdureza Vickers com equipamento da marca Shimatzu, modelo HMV-2T. O ensaio foi realizados com carga de 50g por 10 segundos, na amostra polida, limpa e atacada. O ensaio foi realizado em alguns pontos diferentes, procurando as fases ferrita e austenita escolhidas aleatoriamente na área da secção.

3.6 Deformação por pressão

Existem vários tipos de possibilidades de realizar a redução de espessura. Neste trabalho utilizou-se o método de deformação por pressão, através de uma prensa hidráulica, de carga máxima 45 ton. Foram separadas 6 amostras de 16 mm de diâmetro e 10 mm de espessura, sendo que a primeira delas, utilizou-se a carga máxima da prensa, obtendo-se assim um grau de deformação equivalente a 30%. Partindo então desta premícia de 30% de deformação, as outras 5 amostras foram deformadas para que se obtesse os respectivos graus de deformação: 25%; 20%, 15%; 10% e 5% conforme Figura 16.



Figura 16 - Prensa utilizada no ensaio

Fonte: Próprio autor

3.7 Análises das amostras deformadas

As amostras após deformadas foram submetidas as análises de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, mapeamento via EDS e midrodureza. Foi observado em cada nível de deformação, o surgimento da martensita induzida por deformação bem como o aumento de dureza gerado pelas deformações. Por final, os resultados foram cruzados determinando a influência dos graus de deformação na formação da martensita induzida por deformação nos aços inoxidáveis dúplex.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados os resultados das análises das amostras com e sem deformação e a correlação com a formação da martensita induzida por deformação. Os resultados apresentam primeiramente a condição do material sem a aplicação da deformação.

4.1 Caracterização inicial dos aços inoxidáveis dúplex UNS S32205

Os resultados da análise de espectroscopia de emissão óptica, indicados na Tabela 2, indicam as seguintes composições:

С	Mn	Si	Cr	Ni	Р	S	Мо	Ν
0,03	1,9	1,0	22,4	5,2	0,03	0,02	3,2	0,15

Tabela 2- Composição química do aço UNS S32205 obtido no espectrômetro

Fonte: Próprio autor

Nota-se que todas os percentuais dos elementos se enquadram dentro das faixas da composição nominal.

O próximo passo foi a observação da amostra não deformada no microscópio óptico. Nota-se que o material apresenta grãos com coloração mas clara e mais escura. Estima-se que estas duas fases sejam a ferrita e a austenita, referente ao aço inoxidável dúplex. A forma da fase escura assemelha-se a austenita, conforme IMOA, 2009. A técnica mais comum de identificar a fase ferrítica, através da medição magnética utilizando o equipamento ferritoscópico (WARREN, 2015). Uma outra avaliação da fase ferrítica e austenítica poderá ser realizada através da técnica de EDS, acoplado ao microscópio eletrônico de varredura, que será testada a seguir. A Figura 17 apresenta a micrografia óptica da amostra de aço inoxidável dúplex sem a aplicação da deformação.



Figura 17 - Amostra de aço inoxidável dúplex não deformada

Fonte: Próprio autor

A dificuldade de realçar os contornos de grão de aços inoxidáveis de uma maneira geral, se dá pela formação da camada de óxido de cromo, que é translúcida, mas que dificulta a oxidação por parte dos reagentes. Este é o motivo do termo *stainless steel* significa: o aço que não mancha, o que geralmente ocorre quando temos um aço ao carbono comum.

Ao se observar a amostra sem deformação no microscópio eletrônico de varredura, na Figura 18, nota-se que tanto na detecção de elétrons secundários quantoa através de elétrons retroespalhados, podemos observar a presença das duas fases, austenita e ferrita.

Figura 18 - Imagens do MEV do aço dúplex sem deformação: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados



A - Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex sem deformação através da detecção de eletróns secundários



B - Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex sem deformação, através da detecção de eletróns retroespalhados

Fonte: Prórpio autor

Segundo Maresca, 2017, a fase em alto relevo na Figura 18 B é a austenita, enquanto a fase em baixo relevo é a ferrita.

Para a confirmação experimental das fases austenita e ferrita, utilizou-se a técnica do Sistema de Energia Dispersiva (EDS), conforme Figura 19.



Figura 19. Análise pontual do aço inoxidável dúplex sem deformação Base(1)

Fonte: Próprio autor

Nos três pontos analisados, observa-se os seguintes percentuais: ponto 1 - 0,54%; ponto 2 - 0,49% e ponto 3 - 0,58%. Os valores dos percentuais de carbono não condizem com o valor obtido pela técnica de espectroscopia de emissão óptica, demonstrando que a técnica de EDS pontual não é adequada para identificar se a fase é austenítica ou ferrítica. Uma explicação plausível pode estar relacionado a profundidade que a análise pontual é realizada, podendo atingir um outro grão

imediatamente abaixo, ou seja, analisando um grão de ferrita, que deveria ter menos carbono, devido a sua baixa solubilidade, poderia atingir um outro grão de austenita, que dissolve mais carbono, mascarando o resultado.

Para confirmar experimentalmente quais são as fases de ferrita e austenita do aço inoxidável dúplex, através da técnica de mapeamento, originou-se uma imagem apenas com a detecção do carbono. A Figura 20 apresenta a formação da imagem apenas com o filtro do carbono.

Figura 20 - Imagem do aço inoxidável dúplex sem deformação: A - Imagem do MEV e B - Imagem formada pelo filtro do Carbono



A- Imagem do MEV

B- Imagem com filtro de Carbono

Fonte: Próprio autor

A quantidade de carbono é do aço inoxidável dúplex é bem pequena, na casa de 0,03%, ocorrendo ainda a profundidade da detecção do EDS, podendo mascarar o resultado, mesmo com estas características é possível observar a imagem B e ver regiões com mais carbono do que outras regiões, demonstrando então que as regiões de alto relevo é a austenita e as de baixo relevo, a ferrita.

4.2 Deformação equivalente a 5%

O primeiro nível de deformação escolhido foi o equivalente a 5%. Este valor foi proposto conforme Santos, 2008 que indica que valores equivalente a este nível, já é possível a formação da martensita induzida por deformação em aços inoxidáveis austeníticos. A Figura 21 mostra duas regiões da amostra deformada 5%, não sendo possível a identificação de formação de MID pela análise da microscopia óptica.

Figura 21 - Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 5%: A - região 1 e B - região 2



B- Região 2

Fonte: Próprio autor

Para melhor entendimento e análise da formação da martensita induzida por deformação, a Figura 22 apresenta a imagem d o MEV através de elétrons secundários e elétrons retorespalhados.



Figura 22 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 5%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados

A- Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 5% através da detecção de eletróns secundários



B- Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 5%, através da detecção de eletróns retroespalhados

Fonte: Prórprio autor

As análises a partir deste ponto serão pautadas apenas na austenita e não mais na ferrita, pois o surgimento da martensita induzida por deformação surge através da austenita e não da ferrita. Na imagem mostrada na Figura 21 de microscopia óptica não foi possível ver com clareza a formação de martensita induzida por deformação. Já na imagem B da Figura 22, formada por elétrons retroespalhados, é possível observar as primeiras placas de martensita induzida por deformação. Em relação a análise por mapeamento, observa-se que a distribuição do carbono deve ser a mesma em relação ao aço inoxidável dúplex sem deformação, pois a única diferença entre as duas situações é a deformação. A Figura 23 apresenta a formação da imagem apenas com o filtro do carbono.

Figura 23 - Imagem do aço inoxidável dúplex com 5% de deformação: A - Imagem do MEV e B - Imagem formada pelo filtro do Carbono



A- Imagem do MEV

B- Imagem com filtro de Carbono

Fonte: Próprio autor

Como previsto, a imagem da distribuição do carbono com 5% de deformação, demonstrado na figura 23 B apresenta o mesmo perfil de distribuição, quando comparado a figura 20 B. A figura 24 compara as duas situações.

Figura 24 - Imagem formada com o filtro de carbono sem e com 5% de deformação





As amostras subquentes até 30% de deformação com o mapeamento do carbono, bem como as análises pontuais se encontram no apêndice deste trabalho, pois apresentaram o mesmo padrão. O mesmo acontece com as análises pontuais.

4.3 Deformação equivalente a 10%

A Figura 25 demontra a imagem em microscopia óptica do aço inoxidável dúplex deformada na taxa de 10%.

Figura 25- Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 10%: A - região 1 e B - região 2





Fonte: Próprio autor

Ainda não é possível observar com clareza indícios de formação de martensita induizida por deformação, através da microscopia ótica, ao nível de 10%. A Figura 26 apresenta a imagem do MEV através de elétrons secundários e elétrons retorespalhados.

Figura 26 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 10%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados



A - Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 10% através da detecção de eletróns secundários



B - Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 10%, através da detecção de eletróns retroespalhados

Fonte: Próprio autor

Ainda no caso da amostra deformada ao nível de 10%, só é mais visível o surgimento da martensita induzida por deformação através da imagem formada com elétrons retorespalhados.

4.4 Deformação equivalente a 15%

A Figura 27 demonstra a imagem em microscopia óptica do aço inoxidável dúplex deformada na taxa de 15%.

Figura 27- Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 15%: A - região 1 e B - região 2





Fonte: Próprio autor

Nota-se que, em 15% de defomação, é possível observar os primeiros indícios da formação de martensita induzida por deformação, através da microscopia óptica.

A Figura 28 apresenta a imagem do MEV através de elétrons secundários e elétrons retorespalhados ao nível de 15% de deformação.

Figura 28- Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 15%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados.



A- Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 15% através da detecção de eletróns secundários



B - Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 15%, através da detecção de eletróns retroespalhados

Fonte: Próprio autor

Nota-se que ao nível de 15% de deformação, já é possível detectar a formação da martensita induzida por deformação através das imagens formadas tanto por elétrons secundários quanto por elétrons retroespalhados. Nota-se na 49

Figura 28 B que as regiões em alto relevo correspondentes à Austenita surgem alguns pontos mais escuros. Esses pontos são ripas de martensita induzida por deformação.

A maioria destas ripas forma-se nas intersecções das placas de martensita ε de diferentes orientações cristalográficas. (SANTOS , 2008).

4.5 Deformação equivalente a 20%

A Figura 29 demontra a imagem em microscopia óptica do aço inoxidável dúplex deformada na taxa de 20%.

Figura 29- Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 20%: A - região 1 e B - região 2



B - Região 2

Fonte: Próprio autor

Ainda, na Figura 29, observa-se pequenos indícios de martensita induzida por deformação, com muita semelhança ao equivalente a deformação de 15%, ou seja, para os níveis de 15 e 20%, não fica nítido a maior incidência de MID em 20% de deformação. A Figura 30 apresenta a imagem do MEV através de elétrons secundários e elétrons retorespalhados ao nível de 20% de deformação.

Figura 30 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 20%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados.



A - Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 20% através da detecção de eletróns secundários



B - Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 20%, através da detecção de eletróns retroespalhados

O aumento de martensita induzida por deformação pode ser mais evidenciado, neste caso, através da imagem oriunda dos elétrons retroespalhados (SATO, 2015)

4.6 Deformação equivalente a 25%

A Figura 31 demontra a imagem em microscopia óptica do aço inoxidável dúplex deformada na taxa de 25%.

Figura 31 - Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 25%: A - região 1 e B - região 2







Martensita Induzida por deformação Ferrita

B- Região 2

Fonte: próprio autor

Os aços inoxidáveis dúplex apresentam um comportamento diferente quando da formação da martensita induzida por deformação (LECHARTIER, 2017). Nos aços inoxidáveis austeníticos, a formação da MID é mais facilitada, pois não apresenta a interação entre ferrita e austenita. A Figura 32 apresenta a imagem do MEV através de elétrons secundários e elétrons retorespalhados ao nível de 25% de deformação.

Figura 32- Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 25%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados



A- Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 25% através da detecção de eletróns secundários



B- Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 25%, através da detecção de eletróns retroespalhados

Fonte: Próprio autor

Com o aumento do percentual de deformação, torna-se mais nítida a formação da martensita induzida por deformação, sendo melhor identificada pela imagem formada a partir dos elétrons retroespalhados (LI, Yu *et al.*, 2017)

4.7 Deformação equivalente a 30%

A figura 33 demontra a imagem em microscopia óptica do aço inoxidável dúplex deformada na taxa de 30%.

Figura 33 - Amostra de aço inoxidável dúplex deformada em 30%: A - região 1 e B - região 2



A- Região 1





Fonte: Próprio autor

Chegando ao nível de 30% de deformação, na região A é possível observar com mais clareza a formação de martensita induzida por deformação, demostrando que a partir desses percentuais de deformação, torna-se mais nítida a identificação por microscopia óptica. A figura 34 apresenta a imagem do MEV através de elétrons secundários e elétrons retorespalhados ao nível de 30% de deformação.

Figura 34 - Imagens do MEV do aço dúplex com deformação de 30%: A - detecção de elétrons secundários e B - detecção através elétrons retroespalhados



A- Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 30% através da detecção de eletróns secundários



B- Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 30%, através da detecção de eletróns retroespalhados. Fonte: Próprio autor

Comparando a imagem da Figura 35 com a imagem da Figura 36, nota-se claramente a diferença entre a microestrutura da amostra sem deformação com a microestrutura da amostra com nível de deformação de 30%.

Figura 35 - Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex sem deformação, através da detecção de eletróns retroespalhados



Fonte: Próprio autor

Figura 36 - Imagem do MEV do aço inoxidável dúplex com deformação de 30%, através da detecção de eletróns retroespalhados



Fonte: Próprio autor

Confirma-se que a deformação de 30% apresenta uma distribuição maior de martensita induzida por deformação, que pode ser identificado tanto por microscopia óptica, como por microscopia eletrônica de varredura (CHOI, *et. al.*; 2016).

4.8 Análise das microdurezas

As durezas dos materiais metálicos podem ter um gradiente de dureza, dependendo da condição que o mesmo se encontra. No caso dos aços inoxidáveis dúplex, tem-se um gradiante bem amplo (DAMIN, 2017).

A amostra do aço inoxidável dúplex sem deformação, apresentou uma dureza média da ferrita de 523 HV e da austenita 460HV, a Figura 37 mostra os pontos verificados.



Figura 37- Microdureza da amostra sem deformação

Fonte: Próprio autor

Este valores são maiores do que o citado por SOUZA, et. al. 2002. Esta diferença está relacionada ao estado da condição inicial de cada material. Já na amostra com 30% de deformação, temos a dureza da ferrita igual a 623HV e da agora martensita induzida por deformação igual a 741 HV.

Comparando a amostra sem deformação e a amostra com 30% de deformação, nota-se que ocorreu um encruamento da ferrita, verificada pelo aumento da dureza, e isto se deve pela criação de discordâncias geradas com o processo de deformação

A Figura 38 apresenta a imagem referente ao ensaio de microdureza com a amostra de 30%, onde foi realizado o ensaio sobre a fase ferrítica e sobre a martensita induzida por deformação.



Figura 38- Microdureza da amostra com 30% de deformação

Fonte: Próprio autor

. Nota-se que ocorreu uma inversão de dureza na outra fase, que deveria ser a austenita (LECHARTIER, 2017). Se não ocorresse a mudança de fase de austenita para martensita induzida por deformação, a austenita também aumentaria sua dureza por encruamento, mas com valores inferiores ao da ferrita (BREDA, 2017). A Figura 39 apresenta valores de dureza ao longo das deformações.



Figura 39 - Valores de dureza ao longo das deformações

Fonte: Próprio autor

Quando se compara a dureza da segunda fase, a mesma não poderia ser austenita, pois a dureza é maior quando comparada com a ferrita, confirmando o surgimento da marensita induzida por deformação (KANG *et. al.*, 2017).

5. CONCLUSÕES

- A partir do que foi exposto no presente trabalho, concluiu-se que:
- Ao nível de 5% de deformação não é possível observar a martensita induzida por deformação ao microscópio óptico.
- A técnica de análise pontual via EDS não é aconselhável para determinar a fase austenítica e ferrítica pela composição do carbono
- A imagem gerada pelo mapeamento do carbono identificou a fase Austenítica.
- Somente após a deformação equivalente a 15% do aço inoxidável dúplex foi possível identificar MID via microscopia óptica.
- Em todos os níveis de deformação foi possível detectar a martensita induzida por deformação, sendo a imagem gerada pelos elétrons retrospalhados foi a que apresentou melhor resultado.
- Os níveis de dureza demonstram que a partir de 5% de deformação do aço inox dúplex já surge a martensita induzida por deformação.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Ampliar o espectro de deformações além de 30%;

Realizar análises de difração de raio-X nas amostras deformadas;

 Confrontar os resultados da análise por mapeamento com a técnica ferritoscópica;

Avaliar se a formação da martensita induzida por deformação altera as propriedades de resistência a corrosão;

Ampliar este estudo para os aços inoxidáveis superdúplex.

REFERÊNCIAS

AGUIAR, Denilson José Marcolino de. Estudo da formação e reversão de martensita induzida por deformação na austenita de dois aços inoxidáveis dúplex. 2012. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

BREDA, M. et al. Strain-Induced Martensite Detection Methods in Cold-Rolled Duplex Stainless Steels. Materials Performance and Characterization, v. 6, n. 3, 2017.

BRITISH STAINLESS STEEL ASSOCIATION et al. BRITISH STAINLESS STEEL ASSOCIATION Making the Most of Stainless Steel. 2016.

CASTRO, C. S. B. Efeito da adição de cobre nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2003. 182p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

CHOI, Jeom Yong et al. Effects of the strain rate on the tensile properties of a TRIPaided duplex stainless steel. Materials Science and Engineering: A, v. 666, p. 280-287, 2016.

COSTA. E M. Classificação dos Aços. DEM - Departamento de Engenharia Mecânica, PUC-RS. Disponível em: http://www.em.pucrs.br/eleani/Protegidos/ classificacaoacos.ppt. Acessado em 09 de dezembro de 2016.

DAMIN, Keli Vanessa Salvador; GENEROSO, Daniel João; NETO, Francisco Cavilha. Aços inoxidáveis duplex: uma breve visão. **Revista Liberato**, v. 18, n. 29, 2017.

DE CASTRO BUBANI, Franco et al. Influencia do teor de niquel e da temperatura nas propriedades mecanicas e na microestrutura das ligas Fe-18Cr-Ni. 2008.

DREHER, Felipe Miranda. Avaliação da estampagem profunda de cubas em aço inox AISI 304. TCC, Repositório da Universidade de Caxias do Sul, RS. 2017.

ECHEVERRI, Edwan Anderson Ariza. Análise numérica e experimental de um aço TRIP submetido aos processos de estampagem a quente e têmpera e partição (Q&P). Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. 2017

ECKSTEIN, H. J.; STÄHLE, Korrosionsbeständige. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie GmbH. Leipzig, Germany, 1990.

GAUSS, Christian. Evolução microestrutural do aço inoxidável dúplex UNS 532205 durante laminação a frio e posterior recozimento. 2015. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

GUNN, R.N. Duplex stainless steels – Microstructures, properties and applications . Woodlhead Publishing, 1977, 204 p.

HEMMER, H.; GRONG, Ø. A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments: Part I. the model. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 30, n. 11, p. 2915-2929, 1999.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION- IMOA et al. Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steel [M/OL]. London: The International Molybdenum Association, 2009. KANG, Jun-Yun et al. Effect of austenitic texture on tensile behavior of lean duplex stainless steel with transformation induced plasticity (TRIP). Materials Science and Engineering: A, v. 681, p. 114-120, 2017.

LABORATÓRIO DE MICROSCOPIA – UFOP, 2017, Disponívem em: < http://www.degeo.ufop.br/laboratorios/microlab/mev.htm>. Data de acessso: maio, 2017.

LECHARTIER, Audrey et al. Influence of the Martensitic Transformation on the Microscale Plastic Strain Heterogeneities in a Duplex Stainless Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 48, n. 1, p. 20-25, 2017.

LI, Yu et al. Compatible strain evolution in two phases due to epsilon martensite transformation in duplex TRIP-assisted stainless steels with high hydrogen embrittlement resistance. International Journal of Plasticity, v. 88, p. 53-69, 2017.

LIMA, Daniela Bianchi Ponce Leon de. Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável superduplex UNS S32750. 2006.

MARESCA, F.; CURTIN, W. A. The austenite/lath martensite interface in steels: Structure, athermal motion, and in-situ transformation strain revealed by simulation and theory. Acta Materialia, 2017.

MATOS, Larissa Aparecida Corrêa et al. Estudo da corrosão de ligas ferrosas em diesel e biodiesel. 2013. Tese de Doutorado. Dissertação de M. Sc., UNICENTRO/PR, Guarapuava, PR, Brasil, 2013.

MOALLEMI, Mohammad; ZAREI-HANZAKI, Abbas; BAGHBADORANI, Hojjat Samaei. Evolution of microstructure and mechanical properties in a cold deformed nitrogen bearing TRIP-assisted duplex stainless steel after reversion annealing. Materials Science and Engineering: A, v. 683, p. 83-89, 2017.

PADILHA, Angelo Fernando; AGUIAR, D. J. M.; PLAUT, R. L. Duplex Stainless Steels: A Dozen of Significant Phase Transformations. In: Defect and Diffusion Forum. Trans Tech Publications, 2012. p. 163-174.

SALES, Luciana Spindola. Envelhecimento na Martensita Induzida por deformação em aços tipo AISI 304. 2006.

SANTOS, Tiago Felipe de Abreu et al. Efeito da taxa de aquecimento na reversão da martensita induzida por deformação em um aço inoxidável austenítico do tipo ABNT 304. Rem: Revista Escola de Minas, 2009.

SATO, Kaoru; SUEYOSHI, Hitoshi; YAMADA, Katsumi. Characterization of complex phase steel using backscattered electron images with controlled collection angles. Microscopy, v. 64, n. 5, p. 297-304, 2015.

SILVA, Aluísio Pinto da. Estudo da transformação da austenita retida induzida por deformação, de um aço AISI4340 com estrutura multifásica. 2006.

SOUZA, A. J.; REGO, GJA; ABREU, HFG. Estudo comparativo dos aços AISI 316L e duplex submetidos à faixa de temperatura de 380 C a 480 C usado em trocador de calor. CONAMENT/SAM-SIMPOSIO MATERIA, 2002.

STEBNER, Aaron; BHATTACHARYA, Kaushik. Micromechanics inspired, phenomenological model of fully coupled plasticity, phase transformation, and martensite reorientation in shape memory alloys. 2014. WARREN, A. D. et al. Comparison between magnetic force microscopy and electron back-scatter diffraction for ferrite quantification in type 321 stainless steel. Ultramicroscopy, v. 148, p. 1-9, 2015.

APÊNDICE

Análise Pontual 5%







Ti Marina Rom

N State	-C-KK	-0-101	51-104	-07-104	-Min-Kir	FE-KH	-10-101	-CUHOK
Base(11)_pth	-0.80%	0.02×	-0.264	-16.224	-0.93k	-74.83×	~3.93×	3.01%
Base(11)_pt2	-0.67%	0.05%	-0.26#	-15.27%	-0.98¥	-74.908	-4.138	-2.748
Base(11) pt3	-0.70K	-0.118	0.20X	-16.314	-0.99X	-74.82%	-3.90×	2.96%

Weight % Error(t/::2:Sigma)¶

×	-C-KK	-0-104	51-104	-O-KK	-649-66	-Fe-IX	-NI-KK	-Car-lor	-
·Base(11)_pti	+/-0.07	+/-0.23*	+/-0.058	+/-0.27*	+/-0.33*	+/-0.69X	+/-0.43*	+/-0.463	H
·Base(11)_pt2	+/-0.05*	+/-0.258	+/-0.08×	+/-0.28	+/-0.33#	+/-0.70#	+/-0.43X	+/-0.473	ia.
•Base(11)_pt3	+/-0.05*	+/-0.24	+/-0.08X	+/-0.28×	+/-0.33-+-*	+/-0.69*	+/-0.43*	+/-0.47*	i a

1 Nacroalized Wt. 361

×	-C-KH	-0-104	SI-KH	-0-101	-649-664	FE-RK	-Ni-KH	CUHIX	×
•Base(11) _	0.80%	-0.02%	-0.268	-16.22#	-0.93×	-74.838	-3.938	3.01X	्रम
·Base(11)_	12 -0.671	0.05a	0.264	15.27#	-0.982	1-74.90X	-4.138	-2.748	िम
·Base(11)	013 -0.708	-0.118	0.204	-16.318	-0.998	-74.828	3.908	-2.958	ींत्र
·Bose(11)	0.708	0.118	~-0.20X	16.318	1~0.99X	_}~74.828	-3.908	2.958	

Norm-Wt. % Error(+/-2.Sigma)

×	-6-84	-0-104	-Si-for	-0-10	-149-104	-Fe-Kx	-Ni-Kir	-Carlor	ia:
·Base(11)_ptb	+/-0.07¥	+/-0.25	+/-0.05#	+/-0.27×	+/-0.33*	+/-0.69X	+/-0.43X	+/-0.45#	н
•Base(11)_pt2	+/-0.05×	+/-0.25*	+/-0.08×	+/-0.28*	+/-0.33#	+/-0.70	+/-0.43×	+/-0.47	a
•Bose(11)_p3	+/-0.06#	+/-0.24	+/-0.08*	+/-0.28#	+/-0.33#	+/-0.69	+/-0.43#	+/-0.47#	×
									•

Atom-%¶

×	-C-KK	-0-64	Sille	-0-10r	-649-66	Fellor	-Ni-Ke	CUHIX	a
·Base(11) ptb	3.60X	~-0.05×	0.50X	-16.77%	-0.91%	-72.02%	3.60x	-2.308	In.
•Base(11)_pt2		-0.17#	0.508	-16.88×	-0.96%	-72.36%	-3.80%	2.338	ia.
•Base(11)_pt3	-3.138	0.39¥	0.39%	-16.90×	0.97%	-72.148	-3.38%	-2.318	A
-									

¶ Atom%Error(t/::25igma)¶

×	CHOK	-0404	SHOK	-07-104	-Min-Kie	-Fe-lox	-AIHOr	-CuHlox	×
·Base(11)_ptix	+/-0.29*	+/-0.83#	+/-0.09X	+/-0.28	+/-0.32#	+/-0.55	+/-0.39	+/-0.3918	×
·Base(11)_pt2-	+/-0.29	+/-0.85-*	+/-0.16*	+/-0.29	+/-0.33*	+/-0.67	+/-0.40	+/-0.40	la
Base(11)_pt3	+/-0.28×	+/-0.82	+/-0.15×	+/-0.29	+/-0.32#	+/-0.57*	7/-0.40×	+/-0.40*	a
									-

¶ Formula¶

N.	-CHOY	-0-104	-57-104	-Cr-KH	-649-504	-F#-K04	-Ni-KH	-CuHlor	É a
·Bose(11)_ptt	G	OX	SiX	Cr3	Max	FeX	NOR OF	CUX	1
Base(11)_pt2	Ci	OX	Sit	Crit	MOR	Felt	NR	CLIR	៍ផ្ល
•Base(11)_pt3	œ	08	SiX	Criti	MOR	FeX	NX	OLK	a
- proclass - bes			-		Obla	Tex	1 1928	Cut	

1

Análise Pontual 10%



69


Análise Pontual 15%





.

Análise Pontual 20%





Análise Pontual 25%





÷

Análise Pontual 30%





Weight-96									
×	C-Kx	O-Kx	-Mg-Kx	-Si-lik	-Cr-f0r	-Mn-fix	-Fe-lix	-Ni-Kir	-CuHlix
Base(S) att	-0.361		100000	0.248	16.001	41.198	-75.298		-2.828
Base(8) pt2	-0.568	-0.06X	0.078	-0.27%	-16.018	-0.938	-74.778	-3.988	-3.36X
Bose(8) pt3	-0.488	-0.008		0.248	-16.158	-0.88%	-75.09K	4.058	-3.108
1									
Weight-%-Err	or(+/-2-Si	ríana							
×	C-Kx	0-10x	-Mg-lix	-Si-lüx	-Cr-f0x	-Mn-fix	-Fe-fix	-Ni-Kir	-CuHlix
Base(2) pth	+/-0.06-+	+/-0.26-+		+/-0.05-+	+/-0.28-+	+/-0.33-+	+/-0.711	4/-0.44	+/-0.47
Base(S) pt2k	+/-0.05-+	4/-0.27-4	+/-0.07	4/-0.051	+/-0.28-1	+/-0.34-+	+/-0.71	1/0/0-1	4/-0.491
Base(8) pt3	+/-0.05 ->	+/-0.00->		+/-0.05>	+/-0.27 - #	+/-0.17>	+/-0.70-+	+/-0.45	+/-0.48-3
1									
Normalized-V	144-00								
×	C-I0x	0-10x	-Mg-Kx	-5i-l0x	-Cr-f0x	-Mn-fix	-Fe-fix	-Ni-lor	-CuHlix
Base(8) pth	-0.568	0.098	10000	-0.248	-16.008	-1.198	-75.298	-3.808	-2.828
Base(2) pt2	-0.568	-0.068	0.078	-0.278	-16.018	-0.93H	74,778		-3.368
Base(S) pt34	-0.488	-0.008		0.248	-16.158	-0.888	75.058	-4.008	
1									
Norm-Wt%	Error(+/2	Semals.							
×	-C-0x	-0-l0x	-Mg-Kx	-Si-l0x	-Cr-f0x	-Mn-fix	-Fe-fix	-Ni-Kx	-CuH0x
Bose/Si ptb	+/-0.05-3	+/-0.269		+/-0.051	+/-0.28-1	+/-0.331	+/-0.71-+	+/-0.44	4 +/-0.471
Base(8) at2	+/-0.05 ->	+/-0.27>	+/-0.071	+/-0.05>	+/-0.28	+/-0.34 ->	+/-0.71	+/ 0.45-1	+/-0.49)
Base(8) pt3	+/-0.06-+	1999 B. 199		+/ 0.05	+/-0.27-1	+/-0.17-+	+/-0.70-+	4/-0.45-4	+/-0.48-+
1									
Atom-%¶									
×	C-Юr	O-Kx	-Mg-Kx	-Si-KK	-Cr-f0x	-Mn-fix	-Fe-fix	-Ni-Kx	-CuHlix
Base (8) atb	2.528	-0.318	1000000	-0.478	-16.658	141178	-72.978	148,3491	-2.408
Base(S) pt2	-2.513	-0.208	0.16X	-0.518	-16.67X	-0.91%	-72.498	3.67%	-2.868
Base(S)_pt3	-2.188	0.008		-0.478	16,508	-0.884	78.168	142.746	-2.668
1									
Atom-%-Error	-(+/-25im	n)¶							
×	C-IX	-O-KK	-Mg-lix	Si-lik	-Cr-Kx	-Mn-lix	-Fe-fix	-Ni-lix	-Cu-lor
Base(S) ptt	+/-0.29-+	4/-0.87-4	10000	4/-0.10-4	+/-0.29-1	+/-0.33-+	+/-0.681	1/0.40	4/-0.40-4
Base/8) pt2	+/-0.29 +	+/-0.90-+	4/-0.16-1	+/-0.10-+	+/-0.29-+	+/-0.33-+	+/-0.691	4/-0.41-4	+/-0.42-+
Base(S) pt3	+/-0.27+	+/-0.003	(x	+/-0.103	+/-0.28*	+/-0.17+	+/-0.68>	+/-0.41-1	4 +/-0.413
9									
Formula¶									
×	C-Kx	-0-l0x	-Mg-Kx	SHOR	-Cr-l0x	-Mn-fix	-Fe-fix	-Ni-lix	-Cu+lix
Bose(8) ptb	0	08	2000000	1.500	OK ST	Max	0.010000	INSCIDE	Cut
Base(S) at2	0	08	Mel	SH	OR.	Mole	Fel	Ne	CUR
Base(8) pt3	G	OK		SIN	OX.	MOR	10	NIX	CUR
•									1.

Mapeamento 10%







A DE LE CARE -



Mapeamento 15%





Outline de referiere



Mapeamento 20%







Mapeamento 25%



Ouebra de nácina e





Mapeamento 30%







Microscopia eletrônica de varredura de elétrons secundários, aumento de 1500X



Sem deformação

5%-de-deformação _



10% de deformação



15% de deformação



20% de deformação



30% de deformação

