



Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco – Departamento de Engenharia Mecânica  
[rodrmagn@fei.edu.br](mailto:rodrmagn@fei.edu.br) - Centro Universitário da FEI – <http://www.fei.edu.br>  
Av. Humberto de Alencar Castelo Branco, 3972 – Bairro Assunção  
São Bernardo do Campo – SP – Brasil – 09850-901  
tel: +55 11 43532900 ext. 2173 - fax: +55 11 41095994

## PROJETO DE PESQUISA

# TENACIDADE DO AÇO UNS S31803 APÓS SOLDAGEM.

**Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco<sup>#</sup>**  
**Candidato: Paulo Melo Modenezi**  
n° FEI 11.204.052-2  
[paulofei@hotmail.com](mailto:paulofei@hotmail.com)

*Início: setembro de 2007*  
*Provável conclusão: agosto de 2008*

**Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos - CDMatM**  
**Departamento de Engenharia Mecânica**  
**Centro Universitário da FEI**  
Fundação Educacional Inaciana Pe. Sabóia de Medeiros

---

<sup>#</sup> Engenheiro metalurgista – EPUSP – 1993.  
Mestre em engenharia – EPUSP – 1996.  
Doutor em engenharia – EPUSP – 2001.  
Professor do Departamento de Engenharia Mecânica da FEI, [rodrmagn@fei.edu.br](mailto:rodrmagn@fei.edu.br)

## RESUMO DO PROJETO

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão. No entanto, durante determinadas seqüências de soldagem pode ocorrer nos aços inoxidáveis dúplex a precipitação de fases indesejáveis, que causam tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão. Particularmente entre 700°C e 900°C, pode ocorrer a formação de fase sigma, e entre importante transformação de fases ocorre entre 300 °C e 500 °C, onde a ferrita presente pode se decompor em fase  $\alpha$  rica em ferro e fase  $\alpha'$  enriquecida em cromo. Além disso, a formação de diferentes frações de ferrita no metal de adição e na zona termicamente afetada (ZTA), e a possível formação de nitretos de cromo podem comprometer, junto da possível presença de fase sigma e alfa linha na ZTA, a tenacidade das estruturas soldadas. Assim, o presente trabalho procurará determinar a energia absorvida no ensaio de impacto *Charpy* e a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) do aço UNS S31803 soldado com eletrodo revestido, localizando o entalhe dos corpos-de-prova no metal base, no metal de adição e na ZTA.

**Palavras-chave:**

1. Aços inoxidáveis dúplex.
2. Soldagem.
3. Caracterização microestrutural.
4. Tenacidade.
5. Ensaio de impacto *Charpy*
6. Fratura frágil.

## I. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão<sup>[1-4]</sup>. O UNS S31803, apresentando composição química típica 22% Cr - 5% Ni - 3% Mo - 0,15% N – 0,02% C<sup>[2]</sup>, tem limite de escoamento próximo de 515 MPa (praticamente o dobro do encontrado em aços inoxidáveis austeníticos como os AISI 304 e 316<sup>[2]</sup>) aliada a resistência à corrosão superior a dos aços austeníticos, mesmo os de baixo teor de carbono. O elevado teor de nitrogênio, que em sua maioria se encontra em solução sólida intersticial na austenita, e de elementos substitucionais, como cromo, níquel e molibdênio, levam às propriedades citadas<sup>[2,5,6]</sup>. A estrutura típica é composta em média por 40 a 45% de ferrita e 55 a 60% de austenita, obtidas após solubilização entre 1000°C e 1200°C e resfriamento brusco<sup>[6]</sup>.

No entanto, durante envelhecimento isotérmico, determinadas seqüências de tratamento térmico, conformação a quente ou soldagem, pode ocorrer nos aços inoxidáveis dúplex a precipitação de fases indesejáveis, que causam tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão.

Já no final da década de 60 as interessantes propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis dúplex eram discutidas na literatura<sup>[7]</sup>. Mesmo apresentando alto teor de cromo, que apesar de aumentar a resistência à corrosão tende a diminuir drasticamente a tenacidade, observam-se em aços com 60% em volume de ferrita e 40% de austenita alto limite de resistência e significativos valores de energia absorvida no ensaio *Charpy*, além de baixas temperaturas de transição de fratura dúctil-frágil. **FLOREEN e HAYDEN**<sup>[7]</sup> associaram os altos valores de resistência mecânica ao diminuto tamanho de grão obtido nestes materiais (aproximadamente 10 µm mesmo após conformação a quente e tratamentos térmicos convencionais), inclusive relacionando limites de escoamento e fadiga em relações do tipo *Hall-Petch*; já a alta tenacidade seria resultado não só do reduzido tamanho de grão como também da presença de austenita na estrutura, uma vez que amostras contendo 57% de ferrita apresentaram temperatura de transição dúctil-frágil 149°C menor que amostras com tamanho de grão semelhante e mesma composição química, mas com 80% de ferrita. Tal fato é provocado pelo impedimento, por parte da austenita, da propagação das trincas de clivagem originadas na ferrita. Os autores ainda afirmam que a resistência mecânica do aço dúplex supera a das fases, se tratadas separadamente, devido ao diminuto tamanho de grão que se pode obter nestes aços.

**ECKENROD e PINNOW**<sup>[2]</sup>, trabalhando com a liga SAF 2205 (UNS S31803) nas condições recozida e soldada afirmam que, apesar da possibilidade de serem obtidas neste material frações volumétricas de ferrita entre 30 e 90% através apenas de diferentes tratamentos térmicos e pequenas mudanças de composição química, a melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão pode ser obtida se a fração volumétrica de ferrita estiver entre 35% e 65%. Apesar dos autores terem observado, com o

aumento da fração volumétrica de ferrita, aumentos consideráveis de dureza e limite de escoamento, não houve alteração significativa no limite de resistência, havendo no entanto reduções drásticas no alongamento total e na tenacidade, medida pela energia absorvida no ensaio de impacto *Charpy* em temperaturas de  $-50^{\circ}\text{F}$  ( $-46^{\circ}\text{C}$ ) e  $-20^{\circ}\text{F}$  ( $-29^{\circ}\text{C}$ ). Os valores encontrados por **ECKENROD e PINNOW** <sup>[2]</sup> podem ser vistos na Figura 1. Os autores mencionam a possibilidade de executar soldas no aço SAF 2205 sem prejuízo das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão.

**DAVISON e REDMOND** <sup>[8]</sup> descrevem as propriedades mecânicas mínimas dos aços inoxidáveis dúplex; para o aço SAF 2205, apontam um limite de escoamento mínimo de 450 MPa (o dobro do encontrado nos aços inoxidáveis austeníticos comuns, como o AISI 316L), limite de resistência mínimo 620 MPa e alongamento mínimo em 50 mm de 25%; denominando o aço SAF 2205 como de segunda geração, pelo alto teor de nitrogênio e baixo carbono nele encontrado, os autores também afirmam ser possível manter tenacidade, resistência mecânica e à corrosão mesmo após soldagem, fazendo deste aço um dos dúplex mais utilizados até mesmo em condições de clima ártico. Sua utilização em condições criogênicas, no entanto, não é possível por apresentar transição gradual de comportamento dúctil-frágil.

**NILSSON** <sup>[9]</sup>, no entanto, descreve a influência dos precipitados na tenacidade dos aços dúplex, mostrando a redução na energia absorvida no impacto devido a presença de fase sigma ou  $\alpha'$ , que se formam respectivamente a  $700^{\circ}\text{C}$ - $900^{\circ}\text{C}$  e  $300^{\circ}\text{C}$ - $500^{\circ}\text{C}$ .

Detalhamento da fragilização causada pela precipitação de sigma a  $850^{\circ}\text{C}$  no aço SAF 2205 já havia sido descrita por **THORVALDSSON e outros** <sup>[10]</sup>, como mostra a Figura 2, que indica no entanto o aumento da resistência mecânica causado pela precipitação de sigma, e comprovado por medidas de dureza. Já a fragilização pela formação de  $\alpha'$  foi devidamente estudada por **La VECCHIA e outros** <sup>[11]</sup>, mostrando o aumento da resistência mecânica, e a redução da ductilidade e tenacidade à fratura, quando do envelhecimento do material entre  $375^{\circ}\text{C}$  e  $475^{\circ}\text{C}$ .

Nos dois trabalhos de **LILJAS** <sup>[12,13]</sup>, a metalurgia de soldagem dos aços dúplex é discutida, e pode-se concluir que a correta escolha dos parâmetros de soldagem – fornecimento de energia, atmosfera protetora, material de adição e seqüência de soldagem – podem levar a produção de juntas soldadas de propriedades mecânicas equivalentes a do metal base, sem prejuízo de tenacidade. Tal fato amplia o universo de utilização dos aços dúplex, e é responsável pela extensa utilização destes.

Assim, a determinação da temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) através da medição da energia absorvida no ensaio de impacto *Charpy* em diferentes temperaturas no metal de adição, no metal base e na zona termicamente afetada (ZTA), associadas ao estudo das microestruturas desenvolvidas durante a soldagem, pode trazer novos conhecimentos para guiar a escolha de parâmetros de soldagem destes aços inoxidáveis.

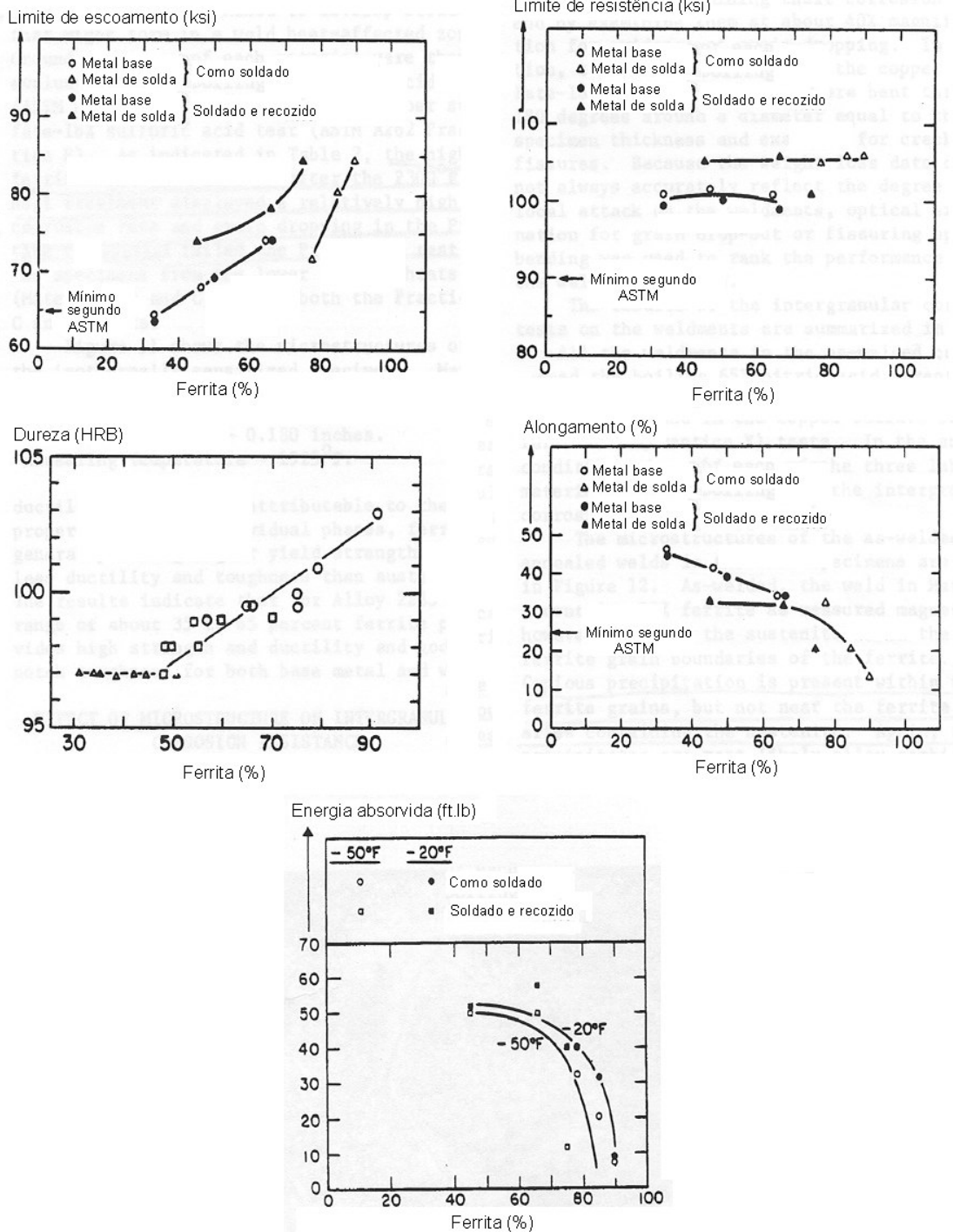


Figura 1. Propriedades mecânicas do aço SAF 2205 em função da fração volumétrica de ferrita, segundo **ECKENROD e PINNOW**<sup>[2]</sup>.

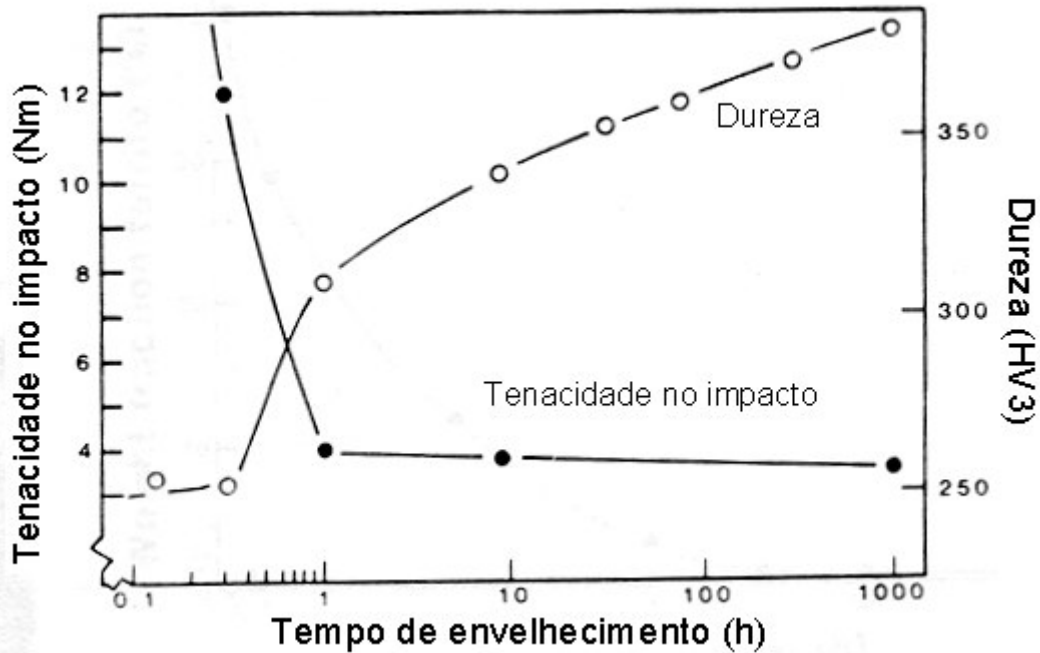


Figura 2. Propriedades mecânicas do aço SAF 2205 após envelhecimento a 850°C, que leva a formação de fase sigma com aumento gradativo de sua fração volumétrica com o tempo de envelhecimento, segundo **THORVALDSSON e outros** <sup>[10]</sup>.

## II. PROJETO DE PESQUISA

### II.1. Objetivos

O presente trabalho procurará determinar a energia absorvida no ensaio de impacto *Charpy* e a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) do aço UNS S31803 soldado com eletrodo revestido, localizando o entalhe dos corpos-de-prova no metal base, no metal de adição e na ZTA.

### II.2. Materiais e métodos

#### II.2.1. Recursos humanos e materiais

Além da dedicação do professor-proponente como orientador (que trabalha em regime de tempo integral nesta Instituição), será necessária uma bolsa de iniciação científica, pelo período de um ano, para alun0 pré-selecionado.

O material em estudo foi adquirido como chapa de 3 mm de espessura laminada a 1100 °C e resfriada por jato de ar e água forçado. A composição química do material pode ser constatada na Tabela II.1. Serão ainda utilizados eletrodos revestidos, cedidos pela empresa BTW – *Böhler Thyssen Tecnica de Soldagem Ltda* – adequados à soldagem do aço em estudo.

Tabela II.1: composição química (% massa) do aço em estudo.

Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	Cu	Co	P	S	Nb	Fe
22,48	5,74	3,20	1,42	0,162	0,018	0,35	0,15	0,07	0,019	0,001	0,006	Balanço

#### II.2.2. Métodos

O procedimento experimental para atingir os objetivos propostos constará de 5 etapas, descritas a seguir:

**Soldagem da chapa.** Da chapa original serão cortadas duas tiras de 40 mm de espessura e 700 mm de comprimento, sendo este paralelo ao sentido de laminação original. Estas duas tiras serão soldadas utilizando eletrodos revestidos, cedidos pela empresa BTW – *Böhler Thyssen Tecnica de Soldagem Ltda* –, em passe único e com procedimento a ser determinado após a obtenção dos consumíveis.

**Preparação metalográfica.** Amostras da chapa original e com o cordão de solda serão embutidas em resina termofixa de cura a quente (baquelite),

gerando corpos-de-prova para análise metalográfica onde a superfície de observação corresponderá à seção transversal ao cordão de solda. Os corpos-de-prova metalográficos sofrerão lixamento até 500 *mesh*, para em seguida serem polidos utilizando pasta de diamante de diâmetros 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ , sempre utilizando como lubrificante das etapas de polimento álcool etílico absoluto. A última etapa de polimento se dará com suspensão de sílica coloidal (pH=9,3).

**Caracterização microestrutural.** Para a revelação da microestrutura se utilizará o reativo de *Behara* modificado, cuja composição é 20 mL de ácido clorídrico, 80 mL de água destilada e deionizada e 1 g de metabissulfito de potássio; a esta solução de estoque, são adicionados 2 g de bifluoreto de amônio, e o ataque pode então ser conduzido. O ataque será interrompido com água, e a superfície de observação seca através da evaporação de álcool etílico absoluto com o auxílio de jato de ar quente. Todas as amostras preparadas metalograficamente serão observadas no microscópio LEICA DMLM do CDMatM-FEI, identificando as fases presentes. Será também empregado ataque eletrolítico com solução aquosa de 10% KOH (hidróxido de potássio), a 2Vcc por 1 minuto, para ataque seletivo à fase sigma, se esta existir na ZTA. A fração volumétrica de ferrita ( $\% \alpha$ ) será obtida com o auxílio de um ferritoscópio FISCHER modelo MP30 do CDMatM-FEI, calibrado com o auxílio de padrões, tendo como limite de detecção 0,1% de ferrita. Vinte medições serão realizadas em cada uma das séries de amostras. Já a fração volumétrica de fase sigma ( $\% \sigma$ ) será determinada por estereologia quantitativa: as amostras, após o ataque eletrolítico em KOH já descrito, serão submetidas a análise de imagens através do software *QMetals*, parte integrante do sistema de análise de imagens LEICA Q500/W, conectado ao microscópio LEICA DMLM anteriormente citado, também pertencente ao CDMatM-FEI. Serão analisados 40 campos por amostra, colhidos aleatoriamente.

**Medição de microdureza.** As transformações microestruturais das amostras serão também acompanhadas indiretamente pela medição de microdureza *Vickers* das amostras, em microdurômetro Shimadzu HMV-2 do CDMatM-FEI. Serão realizadas 30 medições por amostra, utilizando carga de 0,5 kgf, ao longo de uma linha paralela à superfície da chapa, numa seção transversal ao cordão de solda, iniciando no metal base e terminando no centro do cordão de solda.

**Ensaio de impacto Charpy.** A chapa soldada será cortada em 42 corpos-de-prova para ensaio Charpy de espessura reduzida, sendo a espessura obtida através de operação de retífica das amostras após soldagem e corte. Como indica a Figura 3, parte dos corpos-de-prova terá o entalhe direcionado na região do metal de adição, e a outra parte terá os entalhes posicionados na ZTA. Tal posicionamento será possível através da realização de macrografia



anterior à usinagem dos corpos-de-prova, usando ataque eletrolítico de ácido oxálico a 6 Vcc por 1 minuto. Outros 21 corpos-de-prova *Charpy* serão obtidos do metal base. Deste modo, três repetições de ensaios de impacto em 7 diferentes temperaturas (-196 °C, -60 °C, -40 °C, -20 °C, 0 °C, 20 °C e 50 °C) poderão ser obtidas para cada condição, determinando-se a energia absorvida em função da temperatura e permitindo a determinação da TTDF. As diferentes temperaturas de ensaio *Charpy* são possíveis no CDMatM-FEI através de banhos de nitrogênio líquido, misturas de gelo seco e álcool etílico, gelo ou estufa.

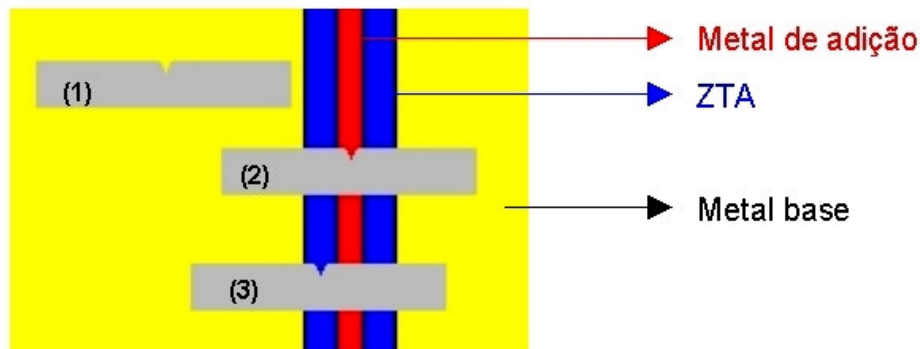


Figura 3. Esquema de soldagem e retirada de corpos-de-prova de ensaio de impacto *Charpy* com entalhe no metal base (1), no metal de adição (2) e na zona termicamente afetada (ZTA - 3).

### II.3. Plano de trabalho e cronograma

Para cumprir as metas anteriormente propostas, o trabalho será dividido conforme descreve o cronograma mostrado na Tabela II.2.

Tabela II.2: cronograma global de atividades do projeto.

Atividade	meses											
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Revisão bibliográfica	■	■	■		■			■				
Soldagem da chapa		■	■									
Preparação metalográfica			■	■								
Caracterização microestrutural				■	■							
Medição de microdureza						■	■					
Ensaio de impacto								■	■	■		
Análise dos resultados		■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	
Elaboração de relatório parcial					■	■						
Elaboração do relatório final											■	■

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ERBING, M. L. GROTH, H. L. *Duplex-un'alternativa all'acciaio inossidabile 316 per il risparmio di peso in applicazioni offshore*. L'Acciaio Inossidabile n. 2 1993 p. 10-3.
2. ECKENROD J. J. PINNOW K. E. *Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel*, New Developments in Stainless Steel Technology, Detroit, 77-87, 1984.
3. NORDSTRÖM, J. RUNG, B. *Bollitori e torri di stoccaggio di pasta per carta in acciai inossidabili duplex consentono risparmio di peso e di costi*. L'Acciaio Inossidabile v. 2 1995 p. 7-12.
4. LEFFLER, B. *Alloy 2205 for marine chemical tankers*. Materials Performance abr. 1990 p. 60-3.
5. AGARWAL, D. C. *Duplex stainless steels – The cost effective answer to corrosion problems of major industries*. Key Eng. Mater. n. 2 v. 20-28 1988 p. 1677-92.
6. NILSSON, J. O. *Super duplex stainless steels*. Materials Science and Technology ago. 1992 v. 8 p. 685-700.
7. FLOREEN, S. HAYDEN, H. W. *The influence of austenite and ferrite on the mechanical properties of two-phase stainless steels having microduplex structures*. Trans. ASM v. 61 1968 p. 489-99.
8. DAVISON, R. M. REDMOND, J. D. *Practical guide to using duplex stainless steels*. Materials performance jan. 1990 p. 57-62.
9. NILSSON, J. O. *Super duplex stainless steels*. Materials science and technology ago. 1992 v. 8 p. 685-700.
10. THORVALDSSON, T. ERIKSSON, H. KUTKA, J. SALWÉN, A. *Influence of microstructure on mechanical properties of a duplex stainless steel*. Stainless steels`84 Conf. Proceedings The Institute of Metals, London, 1985 p. 101-5.
11. La VECCHIA, G. M. BERTANZI, R. ROBERTI, R. *Infragilimento a 450°C in un acciaio inossidabile austenitico ferritico*. L'acciaio inossidabile v. 2 1994 p. 16-21.
12. LILJAS, M. *Metallurgia della saldatura per gli acciai inossidabili duplex (prima parte)*. L'acciaio inossidabile v. 2 1996 p. 2-10.
13. LILJAS, M. *Metallurgia della saldatura per gli acciai inossidabili duplex (seconda parte)*. L'acciaio inossidabile v. 3 1996 p. 24-9.