



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MORFOLÓGICAS AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803
ANTES E APÓS O CURVAMENTO POR INDUÇÃO
ELETROMAGNÉTICA

Larissa Ribeiro de Souza

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheira.

Orientadores: Enrique Mariano Castrodeza
Fernando Luiz Bastian

Rio de Janeiro
Fevereiro de 2012

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MORFOLÓGICAS DO AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 ANTES E APÓS O CURVAMENTO POR
INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA**

Larissa Ribeiro de Souza

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRA METALURGISTA.

Examinado por:

Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.

Prof. Fernando Luiz Bastian, D.Sc.

Eng. Antônio Marcelo de Meireles, M.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

FEVEREIRO de 2012

Souza, Larissa Ribeiro de

Avaliação das propriedades mecânicas e morfológicas do aço inoxidável duplex UNS S31803 antes e após o curvamento por indução eletromagnética/ Larissa Ribeiro de Souza – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2012.

xvi, 96 p.: il.; 29,7cm

Orientadores: Enrique Mariano Castrodeza e Fernando Luiz Bastian

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Engenharia Metalúrgica, 2012.

Referencias Bibliográficas: p. 103-112.

1. Aço inoxidável duplex 2. Curvamento por indução 3. Propriedades mecânicas e morfológicas.
- I. Castrodeza, Enrique Mariano et al. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, Engenharia Metalúrgica. III. Avaliação das propriedades mecânicas e morfológicas do aço inoxidável duplex UNS S31803 antes e após o curvamento por indução eletromagnética.

Dedicatória

À minha mãe que tanto me apoiou nessa fase de aspirante à engenheira, me ajudando inclusive a fazer os corpos-de-prova para o ensaio de tração.

*“Eu que já não quero mais
Ser um vencedor
Levo a vida devagar
Pra não faltar amor.”*

Marcelo Camelo

Agradecimentos

Aos meus pais, Márcia Ribeiro e Reynaldo Carvalho e à minha irmã, Melissa Ribeiro, por acreditarem em mim e me apoiarem por todos esses cinco anos de engenharia metalúrgica.

À minha família e amigos que me incentivaram e apoiaram durante meus estudos.

Aos meus amigos da METALMAT que me proporcionaram as boas lembranças dos meus anos de universitária que levarei comigo eternamente.

Ao meu orientador Prof. Enrique Castrodeza pela oferta desse interessante projeto e apoio antes e durante o desenvolvimento do mesmo. Ao meu co-orientador Prof. Fernando Bastian pelas sugestões fornecidas para esse projeto.

À PROTUBO e ao engenheiro Antônio Marcelo de Meireles pelo fornecimento do tubo curvado e informações técnicas.

Aos meus colegas do Laboratório de Mecânica da Fratura, Pablo Melcher, Rafael Cidade, Ian Martins, Mônica Vicente, Rafael Levy, Vanessa Dreilinch, Rodrigo Mazoni e Renato Vale pelo apoio durante esses seis meses de desenvolvimento do projeto.

Ao empresário Valter Valdão e técnicos Flávio Martins, Marcos Vinícius, Nelson Souza, Oswaldo Pires, Laércio Guzela e Robson Araújo pela ajuda com a preparação das amostras e ensaios mecânicos.

Aos estudantes e colaboradores da METALMAT, Jéssica Loureiro, Filipe Sálvio, Bruno Raphael, Lena de Castro, Marcelo Miranda, Bernardo Sarruf, Luis Lemus e Matheus Campolina pelas discussões relacionadas à esse projeto.

Aos professores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro por todo o conhecimento de metalurgia.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro pela infra-estrutura e apoio profissional fornecido.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/ UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenheira Metalurgista.

Avaliação das propriedades mecânicas e morfológicas do aço inoxidável duplex UNS S31803 antes e após o curvamento por indução eletromagnética

Larissa Ribeiro de Souza

Fevereiro/2012

Orientadores: Enrique Mariano Castrodeza e Fernando Luiz Bastian

Curso: Engenharia Metalúrgica

O uso de aços inoxidáveis duplex em aplicações estruturais é atualmente limitado devido à falta de informações precisas sobre o comportamento do material. Existe ainda uma certa deficiência na morfologia e no conhecimento do comportamento mecânico do material, especialmente após ser submetido a curvamento por indução. Para minimizar essas limitações, estudaram-se as propriedades mecânicas e morfológicas de um tubo AID UNS S31803 curvado por indução eletromagnética.

O tubo apresentou um aumento na fração de área austenítica, além de um aumento de 120% no número de grãos austeníticos na região curvada. Sugere-se que o estado metaestável da austenita e a deformação causada pelo curvamento expliquem esses resultados. O rápido resfriamento após o aquecimento por indução eletromagnética inibiu o crescimento do tamanho de grão nessa região, resultado em uma microestrutura refinada e acicular. Esses fatos contribuíram para igualar a dureza Rockwell C, microdureza Vickers e resistência mecânica à tração da parte curva à resistência do material sem curvamento, apesar das concentrações de ferrita serem diferentes.

Palavras-chave: aço inoxidável duplex, curvamento por indução eletromagnética, propriedades mecânicas, morfologia

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfilment of the requirements for degree of Metallurgical Engineer.

A study of the mechanical and morphological properties of the duplex stainless steel
UNS S31803 before and after induction bending

Larissa Ribeiro de Souza

February/2012

Advisors: Enrique Mariano Castrodeza e Fernando Luiz Bastian

Course: Metallurgical Engineering

There have been reservations against full utilisation of duplex stainless steels based on the lack of knowledge and experience. The high strength makes it possible to produce pressure vessels with a reduced wall thickness and hence to make ecology and financing savings. Therefore, mechanical properties and morphological characterization were analyzed of a pipe made of DSS UNS S31803.

The pipe had an increase in the austenitic area fraction, and a 120% increase in the number of austenitic grains in curved region. It is suggested that the metastable state of austenite and deformation caused by bending explain these results. The rapid cooling after induction heating inhibited the growth of grain size in this region, resulting in a refined and acicular microstructure. These factors contributed to match the Rockwell C and Vickers hardnesses and tensile strength of the two regions of the material: the bend portion and the straight portion. Even though the concentrations of ferrite phase are different in both parts.

Keywords: duplex stainless steel, induction bending, mechanical properties, morphology

SUMÁRIO

ÍNDICE DE TABELAS	xi
ÍNDICE DE FIGURAS	xii
ÍNDICE DE ABREVIATURAS	xv
ÍNDICE DE SIGLAS	xvi
1. INTRODUÇÃO.....	17
1.1 Histórico do Desenvolvimento dos Aços Duplex, Super Duplex e Hyper Duplex	17
1.2 Mercado dos Aços Inoxidáveis	20
1.2.1 Consumo de Aço Retoma Nível Anterior à Crise.....	20
1.2.2 Exploração do Pré-Sal Abre Oportunidades para o Aço Inox Brasileiro	21
1.3 Aços Inoxidáveis Duplex	23
1.3.1 Composição Química dos Aços Inoxidáveis Duplex	23
1.3.2 Microestrutura dos Aços Inoxidáveis Duplex	25
1.3.2.1 Formação Austenítica.....	26
1.3.2.2 Precipitação Intermetálica	26
1.3.3 Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Duplex	31
1.3.4 Resistência à Corrosão dos Aços Inoxidáveis Duplex.....	32
1.4 Aço UNS S31803	34
1.4.1 Nomenclatura.....	34
1.4.2 Fabricação	35
1.4.3 Microestrutura.....	36
1.4.4 Propriedades Mecânicas	40
1.4.5 Aplicações.....	42
1.5 Curvamento por Indução Eletromagnética.....	43
1.5.1 Análise Estrutural de Tubos Curvados Convencionalmente e por Indução ...	48
1.5.2 Análise de Tensões de Tubulações Curvadas	51
1.5.3 Variáveis do Processo de Curvamento por Indução	56
1.5.3.1 Composição química	57
1.5.3.2 Temperatura e Taxas de Aquecimento e Resfriamento.....	58
1.5.3.3 Velocidade de Curvamento	61
2. OBJETIVO	63
3. EXPERIMENTAL	64
3.1 Origem e Condições de Curvamento	64
3.2 Análise Dimensional	65
3.3 Análise Química.....	66
3.4 Microscopia Óptica	66
3.5 Fração de Área	67
3.6 Número de Grãos Austeníticos	68

3.7 Tamanho de Grão Austenítico.....	68
3.7.1 Método dos Interceptos.....	69
3.7.2 Método Planimétrico.....	69
3.8 Dureza Rockwell C	70
3.9 Microdureza Vickers	70
3.10 Testes de Tração.....	71
4. RESULTADOS	72
4.2 Microscopia Óptica	73
4.2.1 Transversal.....	73
4.2.2 Longitudinal.....	74
4.3 Fração de Área da Ferrita e Austenita.....	76
4.4 Número de Grãos Austeníticos	78
4.5 Tamanho de Grão Austenítico.....	81
4.5.1 Método dos Interceptos.....	81
4.5.1.1 Transversal	81
4.5.1.2 Longitudinal	83
4.5.1.3 Comparação dos Tamanhos de Grão G ASTM Transversais e Longitudinais Calculados pelo Método dos Interceptos.....	85
4.5.2 Método Planimétrico.....	86
4.5.2.1 Transversal	86
4.5.2.2 Longitudinal	87
4.5.2.3 Comparação dos Tamanhos de Grão G ASTM Transversais e Longitudinais Calculados pelo Método Planimétrico	88
4.5.3 Comparação Entre os Métodos	89
4.6 Dureza Rockwell C	90
4.7 Microdureza Vickers	92
4.8 Testes de Tração.....	94
4.8.1 Parte Reta.....	94
4.8.2 Linha Neutra	95
4.8.3 Intradorso	97
4.8.4 Extradorso.....	98
4.8.5 Comparação Entre as Curvas de Resistência à Tração	99
5. CONCLUSÕES	102
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	103

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Composição química dos principais aços inoxidáveis (WALDÉN et al [1994] e SANDVIK [2012]).	24
Tabela 2. Características das principais fases observadas em aços inoxidáveis duplex (NILSSON [1992], JOSEFSSON et al [1991], KUZUCU et al [1997] e VANDER VOORT et al [1992]).	27
Tabela 3. Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex (NILSSON [1995] e SANDVIK [2012]).	31
Tabela 4. Principais fabricantes dos aços inoxidáveis duplex da classe UNS S31803 (ASM HANDBOOK, 1995).	35
Tabela 5. Propriedades mecânicas típicas do aço UNS S31803 (SANDVIK [2012] e SENATORE et al [2006]).	41
Tabela 6. Intervalo de temperaturas do extradorso e do intradorso do UNS S31803 (PROTUBO, 2012).	65
Tabela 8. Composição química do aço UNS S31803 como recebido.	72
Tabela 9. Cálculos com as médias das frações de área transversal e longitudinal da austenita e ferrita.	77
Tabela 10. Valores das médias dos números de grãos (N_{Am}) das amostras transversais e longitudinais do tubo.	81
Tabela 11. Tamanhos de grãos austeníticos G ASTM médios transversais obtidos pelo método dos interceptos.	83
Tabela 12. Tamanhos de grãos austeníticos G ASTM médios longitudinais obtidos pelo método dos interceptos.	85
Tabela 13. Tamanhos de grãos austeníticos G ASTM médios transversais obtidos pelo método planimétrico.	87
Tabela 14. Tamanhos de grãos austeníticos G ASTM médios longitudinais obtidos pelo método planimétrico.	88
Tabela 15. Variação dos tamanhos de grão entre os métodos dos interceptos e planimétrico.	90
Tabela 16. Análise das durezas Rockwell C das amostras transversais e longitudinais.	92
Tabela 17. Médias das microdurezas Vickers das amostras transversais e longitudinais.	93
Tabela 18. Resultados do ensaio de tração da parte reta do tubo.	95
Tabela 19. Resultados do ensaio de tração da linha neutra do tubo.	96
Tabela 20. Resultados do ensaio de tração do intradorso do tubo curvado.	98
Tabela 21. Resultados do ensaio de tração do intradorso do tubo curvado.	98
Tabela 22. Resultados do ensaio de todas as amostras do tubo curvado.	101

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Consumo Aparente de Aço Inoxidável no Brasil (ABINOX, 2011).	20
Figura 2. Produção Mundial de Aço Inoxidável (ABINOX, 2011).	22
Figura 3. Produção Brasileira de Aço Inoxidável (ABINOX, 2011).	23
Figura 4. Diagrama de fases binário Fe-Cr (SUNDMAN et al, 1985).	25
Figura 5. Desenho esquemático da nucleação da fase sigma na interface ferrita/austenita (SIEURIN et al, 2006c).	28
Figura 6. Diagrama esquemático que mostra as possíveis fases precipitadas nos aços inoxidáveis duplex (SHEK et al, 1996).	30
Figura 7. Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L. Ensaio Charpy, corpos-de-prova de seção 10x10x50 mm e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal à direção de laminação (CHARLES, 1991).	32
Figura 8. Comparação entre as temperaturas críticas de corrosão por pite (CPT) e temperaturas críticas de corrosão por fresta (CCT) dos aços duplex, super duplex e hyper duplex (SANDVIK, 2012).	34
Figura 9. Micrografia de uma amostra de UNS S31803 com 30 mm de espessura. Ferrita é a parte escura e austenita são os grãos brancos (SIEURIN et al, 2006a).	37
Figura 10. Seção isotérmica a 1000 °C do ternário Fe-Cr-Ni (Adaptado de LIMA, 2006).	38
Figura 11. Seção isotérmica a 1100 °C do ternário Fe-Cr-Ni (Adaptado de LIMA, 2006).	39
Figura 12. PLET. (OCEANEERING, 2011)	42
Figura 13. Manifold oceânico. (OFFSHORE, 2011)	42
Figura 14. Curvamento pelo processo de aquecimento por indução de alta frequência (MEIRELES, 2009).	43
Figura 15. Ilustração esquemática da bobina de indução (MEIRELES, 2009).	45
Figura 16. Distribuição esquemática de temperatura ao longo da espessura da parede do tubo curvado (HU et al, 1999).	46
Figura 17. Desenho dos detalhes geométricos de uma curva (MEIRELES, 2009).	47
Figura 18. Sistema convencional de curvamento e Elbow-Less System (PROTUBO, 2012).	48
Figura 19. Esquema de um curvamento convencional (PROTUBO, 2012).	49
Figura 20. Esquema de um curvamento por indução (PROTUBO, 2012).	50
Figura 21. Distribuição das deformações plásticas ao longo de uma curva 5D (MUTHMANN, 2006).	51
Figura 22. Fórmulas para estimar as tensões longitudinais e circunferenciais dos trechos retos dos tubos (PROTUBO, 2012).	52
Figura 23. Fórmulas para estimar as tensões circunferenciais das seções curvas dos tubos (PROTUBO, 2012).	53

Figura 24. Esquema de tensões normais versus posição angular de um tubo circular de espessura uniforme (PROTUBO, 2012).....	54
Figura 25. Esquema de tensões normais versus posição angular de um tubo circular de espessura não-uniforme (PROTUBO, 2012).....	56
Figura 26. Relação do limite de resistência e da temperatura de transição de aparência de fratura com o carbono equivalente (Adaptado de KONDO et al, 1994).	58
Figura 27. Efeito da taxa de aquecimento na temperatura de transformação ferrita-austenita (Ac_3) em aço carbono (HASHIMOTO et al, 1986).	59
Figura 28. Efeito da taxa e da temperatura de curvamento no tamanho de grão austenítico em aço carbono (HASHIMOTO et al, 1986).	60
Figura 29. Equilíbrio químico dos carbonitretos complexos em aço ligado ao Nb, Ti e V (HONG et al, 2002).	61
Figura 30. Efeito da velocidade de curvamento na dureza (KONDO et al, 1994).....	62
Figura 31. Curvamento por indução do AID UNS S31803 na Protubo-RJ-Brasil.....	64
Figura 32. Peça de aço inoxidável duplex UNS S31803 curvada.	65
Figura 33. Tubo de AID UNS S31803 cortado em partes.	66
Figura 34. Corte transversal do tubo.	67
Figura 35. Corte longitudinal do tubo.	67
Figura 36. Geometria dos corpos-de-prova de tração.....	71
Figura 37. Amostra CR.....	74
Figura 38. Amostra INT	74
Figura 39. Amostra I.....	74
Figura 40. Amostra E.	74
Figura 41. Amostra CR.....	75
Figura 42. Amostra INT.	75
Figura 43. Amostra I.....	75
Figura 44. Amostra E.	75
Figura 45. Frações de área transversal e longitudinal da austenita e ferrita.....	76
Figura 46. Número de grãos austeníticos das amostras transversais.	79
Figura 47. Número de grãos austeníticos das amostras longitudinais.	80
Figura 48. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra CR.....	82
Figura 49. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra INT.	82
Figura 50. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra I.....	82
Figura 51. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra E.....	82
Figura 52. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra CR.....	84
Figura 53. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra INT.	84
Figura 54. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra I.....	84
Figura 55. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra E.....	84

Figura 56. Comparação dos tamanhos de grãos G ASTM transversais e longitudinais da austenita obtidos pelo método dos interceptos.	86
Figura 57. Comparação dos tamanhos de grãos G ASTM transversais e longitudinais da austenita obtidos pelo método dos interceptos.	89
Figura 58. Comparação dos tamanhos de grão (G) obtidos pelos métodos dos interceptos e planimétrico.	89
Figura 59. Durezas Rockwell C das amostras transversais e longitudinais.....	91
Figura 60. Resultados das microdurezas Vickers das seções transversal e longitudinal.	93
Figura 61. Resultados de tração dos cps da parte reta do tubo.....	94
Figura 62. Resultados de tração dos cps da linha neutra do tubo curvado.....	96
Figura 63. Resultados de tração dos cps do intradorso do tubo curvado.....	97
Figura 64. Resultados de tração dos cps do extradorso do tubo curvado.....	99
Figura 65. Resultados de tração de todos os cps do tubo.	100

ÍNDICE DE ABREVIATURAS

α	Ferrita;
γ	Austenita;
i_b	Corrente elétrica na bobina de indução;
i_t	Corrente elétrica induzida ao tubo;
T	Espessura;
R	Raio de curvatura;
D	Diâmetro externo do tubo;
Ac ₁	Temperatura da reação eutetóide do diagrama de equilíbrio Fe-C;
Ac ₃	Temperatura de transformação alotrópica de fases em aços no aquecimento, da ferrita para austenita;
σ	Fase sigma;
χ	Fase Chi;
CR	Amostra da parte reta (como recebida);
INT	Amostra da parte intermediária;
I	Amostra do intradorso;
E	Amostra do extradorso;
Ni _{eq}	Níquel equivalente;
Cr _{eq}	Cromo equivalente.

ÍNDICE DE SIGLAS

AID	Aço Inoxidável Duplex;
ABINOX	Associação Brasileira do Aço Inoxidável;
ZTA	Zonas Termicamente Afetadas;
VOD	Descarburação à Vácuo com Oxigênio;
AOD	Descarburização por Sopro Combinado de Oxigênio e Argônio;
BCC	Body Centered Cubic;
HF	Aquecimento por Indução;
G	Tamanho de grão ASTM;
HRC	Dureza Rockwell C;
HV	Microdureza Vickers.

1. INTRODUÇÃO

1.1 Histórico do Desenvolvimento dos Aços Duplex, Super Duplex e Hyper Duplex

A origem dos aços inoxidáveis austenítico-ferríticos ou aços inoxidáveis duplex (AID) ocorreu na França por volta de 1933, quando um erro de adição de elementos de liga durante a fusão de um aço inox do tipo 18%Cr – 9%Ni – 2,5%Mo, na Companhia Jacob Holtzer, resultou numa composição química contendo 20%Cr – 8%Ni – 2,5%Mo, que promoveu uma alta fração volumétrica de ferrita numa matriz austenítica. A descoberta foi patenteada em 1935 como Ets JACOB HOLTZER – brevets Français, com a referência 803-361 (CHARLES et al, 1991).

Em 1937 foram patenteados os aços inoxidáveis duplex contendo cobre como elemento de liga, para melhorar a resistência à corrosão em muitos meios agressivos. Esses materiais foram denominados "Novas Ligas Inoxidáveis", referência 49.211. Já em 1940, outra patente (referência 866-685) foi registrada, dessa vez referente a aços inoxidáveis duplex contendo cobre e molibdênio, descrevendo também um novo processo, envolvendo tratamento térmico na faixa de 400 a 500 °C, possibilitando o endurecimento desses materiais, sem afetar sua resistência à corrosão ou causar fragilidade (CHARLES et al, 1991).

Durante o mesmo período (1930 – 1940), as pesquisas e as produções industriais de aços inoxidáveis duplex foram realizadas paralelamente na Suécia, com os antecessores do material patenteado como 3 RE 60 SANDVIK (CHARLES et al, 1991).

Nos Estados Unidos, foram encontrados registros da mesma época sobre aços inoxidáveis austeníticos contendo grandes frações volumétricas de ferrita. Assim, essa nova família de aços inoxidáveis foi estudada, patenteada e comercializada simultaneamente na França, Suécia e Estados Unidos. A “Compagnie des Ateliers et Forges de la Loire” desenvolveu o aço de grau UR 50, com uma estrutura bifásica γ/δ , cujo alto valor para o limite de escoamento (maior que 400 MPa) e excelente resistência

à corrosão fez dele o principal candidato para aplicações em campos tais como: produção de sal, refinamento de petróleo, indústria alimentícia, indústrias de papel e celulose, indústrias farmacêuticas, etc. Naquela época já era possível produzir componentes forjados, fundidos e estruturas soldadas nesses aços (MARTINS et al, 2007).

Em 1947 o grau UR 50 foi padronizado pela marinha francesa como: IT 47 cat. 16b para a condição endurecida e o grau cat. 28b para a condição solubilizada. Nessa mesma época, foi desenvolvido também um aço inoxidável duplex, de nome comercial URANUSCH, com um teor de nitrogênio da ordem de 0,2% em peso e com um limite de escoamento da ordem de 530 MPa na condição solubilizada, devido ao efeito de endurecimento causado pelas adições de nitrogênio e de carbono.

Esses aços foram produzidos em fornos a indução de alta frequência (1200 Hz), os quais serviam somente para fundir as matérias-primas, sem um refinamento adequado. Um vácuo parcial era usado para promover a remoção de carbono e uma desoxidação rudimentar, evitando que o "banho" fosse contaminado pelo oxigênio e nitrogênio da atmosfera.

Naquela época, não era possível respeitar faixas analíticas estreitas e teores muito baixos de oxigênio, enxofre e carbono. Os aços inoxidáveis duplex, principalmente na forma de produtos planos, poderiam ser facilmente identificados por suas quantidades elevadas de trincas. O efeito da adição de nitrogênio na estabilidade estrutural dos aços austeno-ferríticos também era ainda desconhecido.

De 1950 a 1970, foram realizados extensivos estudos sobre trabalhabilidade a quente, soldabilidade e resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex, e sobre a resposta estrutural a tratamentos térmicos e termomecânicos. Entretanto, as aplicações industriais permaneceram, a princípio, limitadas. Foi a crise do níquel no início dos anos 50 que os conduziu novamente à posição de interesse. O desconhecimento da metalurgia dos aços inoxidáveis duplex, especialmente com relação à necessidade de resfriamentos rápidos,

ou mesmo, solubilização seguida de resfriamento em água, explica a baixa ductilidade e baixa tenacidade das peças produzidas na época.

No final da década de 1950 foi desenvolvido nos Estados Unidos o grau CD4MCu (25%Cr-5%Ni-2%Mo-3%Cu) pelo ACI (Alloy Casting Institute). Entretanto, devido à fragilidade dos fundidos obtidos, o teor de cromo foi reduzido para a faixa entre 22% até 23%, e o tratamento térmico de solubilização seguido por resfriamento em água foi adotado para melhorar a ductilidade. Todavia, as aplicações práticas desses materiais ocorreram na França, com o primeiro sino de mergulho submarino, construído com o material UR50 em 1964 (CHARLES et al, 1991).

Os três primeiros navios para transporte de produtos químicos, chamados: Zambeze, Zelande e Zeebrugge, construídos no estaleiro Dunkerque em 1970, foram confeccionados com o aço UR50 (CHARLES et al, 1991). Nessa mesma época, uma nova escassez de níquel serviu como incentivo para a produção dos aços inoxidáveis duplex em escala industrial, que pelas suas excelentes características mecânicas e pela resistência à corrosão tornaram-se bem conhecidos.

A introdução dos processos de refinamento a vácuo e/ou argônio (VOD e/ou AOD) nos anos 70, e o desenvolvimento contínuo até os dias de hoje, levaram a uma melhoria significativa nas propriedades desses materiais. De fato, tornou-se possível obter reduções consideráveis nos níveis de elementos residuais tais como: oxigênio, enxofre, carbono, etc., e ao mesmo tempo assegurar faixas composicionais estreitas, incluindo a do nitrogênio.

A precisão e a reprodutibilidade na composição química possibilitaram que as quantidades de fases γ e δ fossem precisamente ajustadas. Além disso, o controle efetivo dos níveis de nitrogênio permitiu aumentar a resistência à corrosão e a estabilidade em altas temperaturas da estrutura duplex, particularmente nas Zonas Termicamente Afetadas (ZTA's) pelos processos de soldagem.

Finalmente, a redução nos níveis de residuais resultou numa grande melhoria na trabalhabilidade a quente, tornando possível a produção de chapas de inoxidável duplex,

e mais recentemente, na produção de bobinas. Atualmente, várias fundições estão equipadas com modernas unidades de refino (VOD/AOD) com capacidades de processamento entre 1 e 20 toneladas. Mesmo para pequenas tonelagens, é possível obter aços com composições químicas precisas e baixos níveis de residuais, que são de extrema importância para as propriedades funcionais dos aços inoxidáveis duplex (MARTINS et al, 2007).

1.2 Mercado dos Aços Inoxidáveis

1.2.1 Consumo de Aço Retoma Nível Anterior à Crise

O consumo de aço inoxidável no Brasil fechou o ano de 2010 em aproximadamente 350 mil toneladas, bem próximo do patamar registrado em 2008, quando o país consumiu 360 mil toneladas (GANDRA, 2010a). Um gráfico com a evolução do consumo de aço inoxidável no Brasil durante a última década pode ser visto na Figura 1.

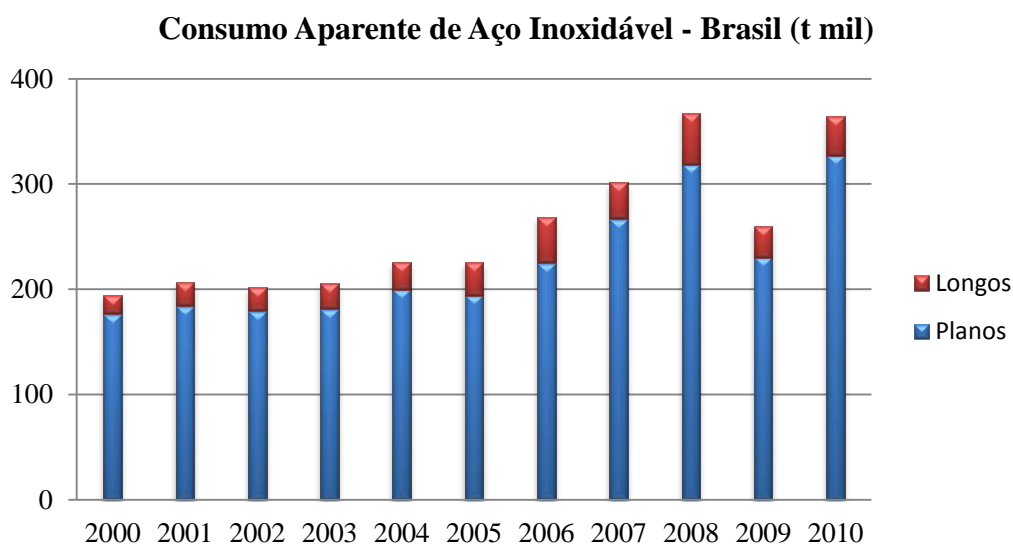


Figura 1. Consumo Aparente de Aço Inoxidável no Brasil (ABINOX, 2011).

A previsão do Núcleo Inox (2011) é de que o Brasil experimentará um crescimento de consumo de aço inox da ordem de 12% ao ano até 2015, o que levará o consumo nacional a 550 mil toneladas/ano. Segundo avaliou Celso Barbosa, o vice-presidente do Conselho Deliberativo do Núcleo Inox (2011), isso ampliará o consumo per capita, atualmente de 2 quilos por habitante/ano, para 2,5 quilos-per capita/ano.

Barbosa informou que 90% do consumo de aço inox no país é de produtos planos (chapas), usados nos segmentos de eletrodomésticos e bens de consumo. Nessas áreas o consumo interno não sentiu tanto os reflexos da crise internacional. Já nos produtos longos (barras e tubos), mais relacionados a aplicações industriais, a crise de 2009 trouxe cancelamento de investimentos e queda da atividade. Outro setor consumidor de aço inoxidável, o sucroalcooleiro, também sofreu efeitos da crise. Já nos setores de energia (óleo e gás), ocorreu o contrário. “O segmento veio aquecido e crescendo. E a demanda não foi afetada. Pelo contrário. Até cresceu”, disse o vice-presidente do Núcleo Inox (GANDRA, 2010a).

1.2.2 Exploração do Pré-Sal Abre Oportunidades para o Aço Inox Brasileiro

As recentes descobertas de petróleo na camada do pré-sal são um estímulo para o desenvolvimento da indústria nacional de aço inoxidável, que responde no país pela geração de cerca de 200 mil empregos (GANDRA, 2010b).

Classificado em graus de ligas resistentes à corrosão (LRC), o aço inox apresenta grande potencial de consumo dentro da exploração de óleo e gás. O produto já é utilizado na produção offshore (alto mar). Celso Barbosa afirmou que a construção de plataformas e os novos investimentos na área de refino nos próximos anos, a partir do pré-sal, demandarão novos equipamentos em aço inox, principalmente na forma de tubos e chapas (GANDRA, 2010b).

Ele destacou que o aço inoxidável detém o maior crescimento do consumo entre todos os metais. “Ele cresce, em média, 6% a 7% ao ano em termos mundiais”. Em termos de produção, os números ultrapassam 30 milhões de toneladas por ano, principalmente pela entrada da China no mercado internacional. Na Figura 2 são apresentados os maiores produtores de aço inoxidável, assim como os valores da produção individual em 2009 e 2010 (GANDRA, 2010b).

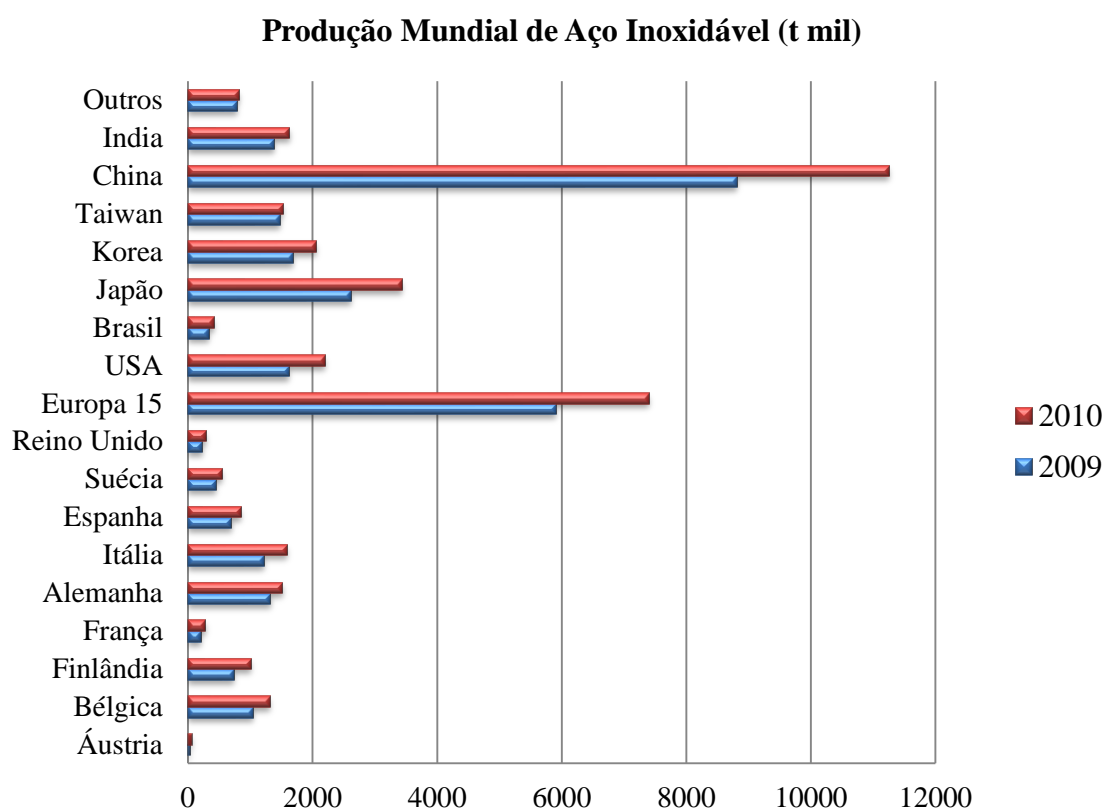


Figura 2. Produção Mundial de Aço Inoxidável (ABINOX, 2011).

O Brasil ainda mostra um amplo potencial de crescimento, disse Barbosa. Em 2009, de acordo com dados do Núcleo Inox, foram produzidas no país 324 mil toneladas de aço inox, entre planos e longos. No ano de 2011, a expectativa era alcançar um nível próximo ao de 2008, antes da crise internacional, quando foram produzidas no país 379,8 mil toneladas de aço inox (GANDRA, 2010b). Ver Figura 3.

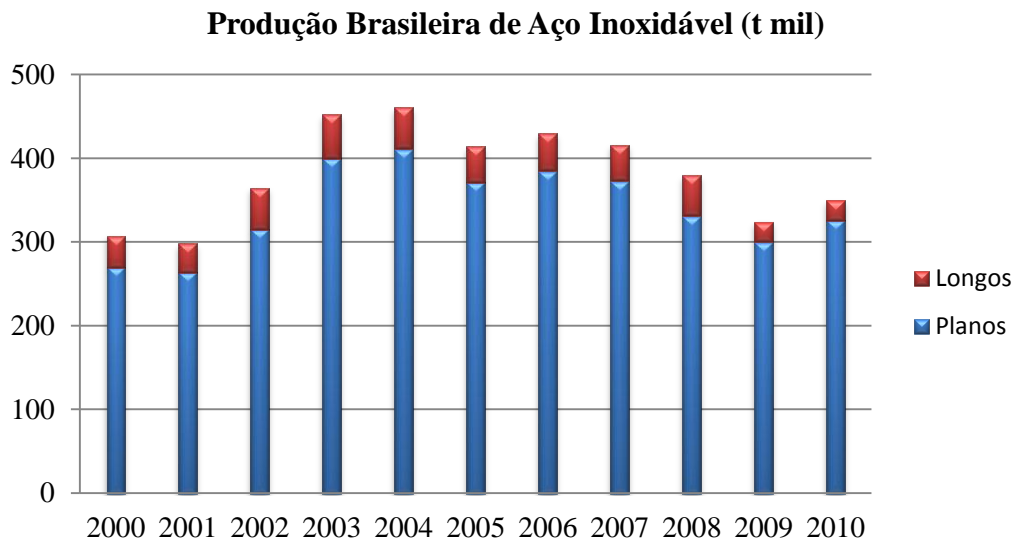


Figura 3. Produção Brasileira de Aço Inoxidável (ABINOX, 2011).

1.3 Aços Inoxidáveis Duplex

Com relação aos aços inoxidáveis duplex, a produção atual é pequena se comparada com a dos ferríticos e austeníticos, mas é de grande importância, pois têm uma utilização bastante específica, principalmente em indústrias de ponta, como indústrias químicas, petrolíferas, de geração de energia, papel e celulose, entre outras.

Segundo Ericsson et al (2003), o aço considerado neste projeto, UNS S31803, ocupa aproximadamente 80% do mercado de aços inoxidáveis duplex.

1.3.1 Composição Química dos Aços Inoxidáveis Duplex

Na Tabela 1 são apresentados os principais tipos de aços inoxidáveis, são eles: UNS S32304 (duplex de baixa liga), S31803 (duplex de média liga), S32750 (super duplex) e S33207 (hyper duplex) e suas respectivas composições químicas.

Tabela 1. Composição química dos principais aços inoxidáveis (WALDÉN et al [1994] e SANDVIK [2012]).

UNS	%C _{máx}	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%N
S32304	0,03	0,5	1,0	23	4,5	-	0,10
S31803	0,03	1,0	2,0	22	5,5	3,2	0,18
S32750	0,03	0,8	1,2	25	7,0	4,0	0,30
S33207	0,03	0,8	1,5	32	7	3,5	0,5

UNS: Unified Numbering System

Os diferentes tipos de aços inoxidáveis duplex são usualmente separados em quatro grupos, com relação à composição química:

- a) **Aços inoxidáveis duplex de baixa liga:** devido ao menor teor de elementos de liga são materiais econômicos, não possuem molibdênio na composição química e podem substituir aços inoxidáveis austeníticos como TP304L/316L. Um aço comumente utilizado dessa classe é o UNS S32304 (SAF 2304). (SENATORE et al, 2006)
- b) **Aços inoxidáveis duplex de média liga:** nesta família enquadram-se os duplex mais utilizados. Um produto típico é o UNS S31803 (SAF 2205). Apresentam resistência à corrosão intermediária entre os austeníticos comuns TP304L/316L e aços inoxidáveis super-austeníticos com 5 e 6% de molibdênio. (SENATORE et al, 2006)
- c) **Aços inoxidáveis duplex de alta liga:** comumente designados como super duplex. O UNS S32750 (SAF 2507) apresenta elevada resistência à corrosão comparável aos super-austeníticos que possui entre 5 e 6% de molibdênio. (SENATORE et al, 2006)
- d) **Aços inoxidáveis duplex de super alta liga:** conhecidos como hyper duplex, foram elaborados para possuírem alta resistência à corrosão por cloreto, combinada com melhorias nas propriedades mecânicas. Os aços UNS S32750 e UNS S33207 (SAF 3207) são exemplos dessa categoria.

1.3.2 Microestrutura dos Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são compostos por duas fases, ferrita e austenita, com frações volumétricas iguais, combinando muitas propriedades benéficas dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos (SIEURIN et al, 2006b).

A microestrutura duplex está geralmente no estado metaestável, que corresponde a qualquer estado do sistema diferente do estado de equilíbrio mais estável. O estado metaestável, neste caso, é preservado pelo rápido resfriamento após tratamentos térmicos de solubilização sob temperaturas superiores a 1030 °C (CORTIE et al, 1997). Tratamento térmico e resfriamento após o tratamento de solubilização ou soldagem devem ser manuseados devidamente, com o intuito de evitar a decomposição da microestrutura original e a precipitação de fases secundárias, que geralmente deterioram as propriedades de corrosão e resistência. As regiões de estabilidade da fase α - γ durante os tratamentos térmicos de solubilização e das fases intermetálicas em temperaturas baixas podem ser encontradas no diagrama binário Fe-Cr na Figura 4 (SIEURIN, 2006).

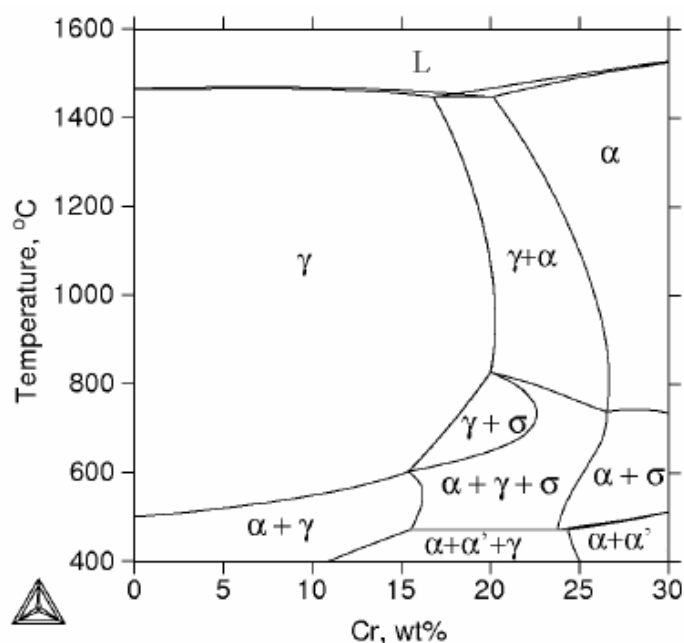


Figura 4. Diagrama de fases binário Fe-Cr (SUNDMAN et al, 1985).

1.3.2.1 Formação Austenítica

A atuação dos AID pode ser significativamente afetada pelo balanço entre a ferrita e a austenita. Os AID se solidificam sob a forma ferrítica, a qual com resfriamento futuro se transformam parcialmente em austenita. Durante o resfriamento, a austenita é primeiramente precipitada nos contornos de grão, em seguida precipitam as partículas de Widmanstätten e finalmente, os precipitados intergranulares (REDJAIMIA et al, 1991, CHEN et al, 2002 e ATAMERT et al, 1991). Um tamanho de grão pequeno aumenta a formação austenítica devido ao aumento de área dos contornos de grão (HERTZMAN et al, 1997). A precipitação nos contornos de grão e das partículas Widmanstätten exige uma energia relativa e pode conseqüentemente ocorrer em temperaturas elevadas com poucos sub-resfriamentos (MUTHUPANDI et al, 2005). Os agentes estabilizadores da austenita usados nos AID são o níquel, manganês e nitrogênio. O níquel e o nitrogênio aumentam a temperatura de formação da austenita (HERTZMAN, 2001) e o nitrogênio promove a formação das partículas Widmanstätten (MUTHUPANDI et al, 2005). Para uma dada composição química, a fração de austenita formada depende principalmente da taxa de resfriamento, teor de inclusões e tamanho de grão (ATAMERT et al, 1992). Inclusões são potenciais sítios para a nucleação da austenita (SIEURIN, 2006).

1.3.2.2 Precipitação Intermetálica

Várias fases secundárias podem precipitar nos AID devido a um tratamento térmico incorreto em temperaturas que variam de 300 a 1000 °C, por exemplo, σ , χ , Cr_2N e M_{23}C_6 (CHARLES [1995], NILSSON [1992] e THORVALDSSON et al [1984]). A formação dessas fases possui um efeito deletério na resistência à corrosão e mecânica. A precipitação é geralmente causada pela decomposição da fase ferrita, a qual contém grandes quantidades de Cr e Mo, possui baixa solubilidade de N e C e rápida difusão em estruturas cristalinas do tipo BCC. As taxas de difusão do N e do C na austenita são significativamente mais baixas que na ferrita.

As características cristalográficas de algumas fases que podem se precipitar nos AID se encontram na Tabela 2.

Tabela 2. Características das principais fases observadas em aços inoxidáveis duplex (NILSSON [1992], JOSEFSSON et al [1991], KUZUCU et al [1997] e VANDER VOORT et al [1992]).

Fase ou precipitado	Estrutura cristalina	Fórmula (*) → nominal	Temperatura de precipitação (°C)	Parâmetro de rede (nm)
δ	Im3m	-	-	a=0.286-0.288
	CCC	α -Fe	-	a=0.28665
γ	Fm3m	-	-	a=0.358-0.362
	CFC	γ -Fe	-	a=0.36467
σ	P4 ₂ /mmm	Fe-Cr-Mo*	600-1000	a=0.879; c=0.454
	tetragonal	FeCr; FeMo; FeCrMo; CrNiMo; CrFeMoNi*	-	a=0.8799- 0.9188; c=0.450-0.460
χ	I43m	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	700-900	a=0.892
	I43m	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	700-850	a=0.892
	CCC	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀ (Fe,Ni) ₃₆ Cr ₁₈ Mo ₄	730-1010	a=0.8862- 0.9188
Cr ₂ N	P31m	Cr ₂ N	700-900	a=0.480; c=0.477
CrN	Fm3m	CrN	-	a=0.413-0.447
M ₂₃ C ₆	Fm3m	M ₂₃ C ₆ (Cr ₁₆ Fe ₅ Mo ₂)C ₆	600-950	a=1.056-1.065
	CFC	(Cr ₁₇ Fe _{4.5} Mo _{1.5})C ₆ (Fe,Cr) ₂₃ C ₆	500-950	a=1.057-1.068
R	R3	Fe-Cr-Mo* Fe ₅₂ Mn ₁₆ Mo ₃₂	550-650	a=1.090; c=1.934
	hexagonal	Mn ₆ Si; Mn ₇₈ Mo ₃ Si ₁₉	-	a=1.091; c=1.9354
α e α'	-	-	300-500	-

Sigma (σ) é geralmente, a fase mais importante das fases secundárias, pois pode ser encontrada em grandes frações volumétricas e corromper seriamente as propriedades de corrosão e mecânicas (JOSEFSSON et al [1991] e HUANG et al [2005]). A precipitação ocorre entre 600 e 1000 °C (NILSSON, 1992) e comumente se inicia em junções triplas ou contornos de grão e cresce dentro da ferrita, como se verifica na Figura 5. A formação pode ser impedida por uma alta temperatura de solubilização, devido à diluição dos elementos da fase σ na ferrita (JOSEFSSON et al [1991] e CHEN et al [2001]) seguida de um resfriamento rápido (SHEK et al, 1996). Os aços inoxidáveis super duplex com altas adições de Cr e Mo estão mais susceptíveis à precipitação sigma, pois esses elementos possuem grandes quantidades da fase σ .

Por meio de uma análise química é visto que a fase sigma é enriquecida de Cr, Mo e Si, com o Cr o elemento em maior quantidade (HUANG et al [2005], SATHIRACHINDA et al [2009] e SHEK et al [1996]). Por ser uma fase enriquecida nesses elementos, a precipitação desta fase causa empobrecimento destes nas regiões adjacentes (HUANG et al, 2005), diminuindo assim, a resistência à corrosão nesses aços (NASCIMENTO et al [2003], ZUCATO et al [2002] e SATHIRACHINDA et al [2009]).

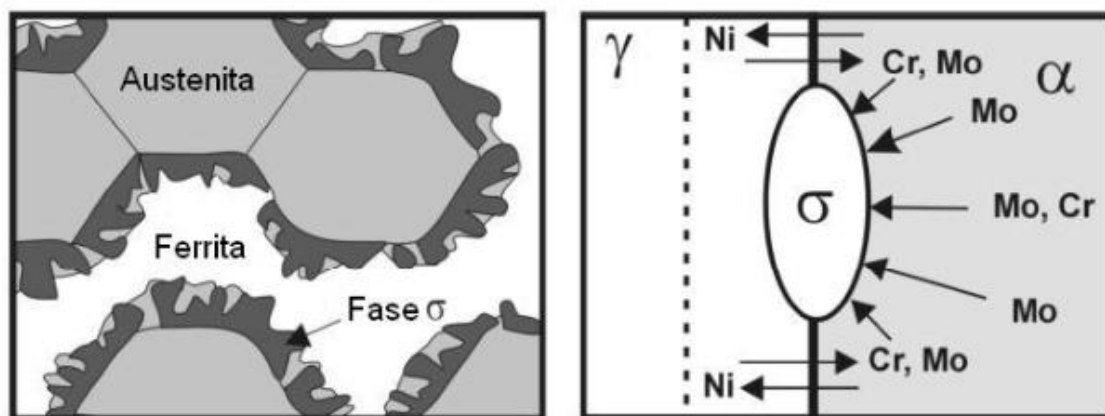


Figura 5. Desenho esquemático da nucleação da fase sigma na interface ferrita/austenita (SIEURIN et al, 2006c).

Chi (χ) precipita em temperaturas que variam de 700 a 900 °C (NILSSON, 1992) e possui um efeito similar a fase σ , no entanto ocorre em temperaturas mais baixas, onde a taxa de difusão é menor (DUPREZ et al [2001] e LI et al [2002]). Além disso, χ necessita de grandes quantidades de Mo para que ocorra a sua formação (DUPREZ et al, 2000), fato que explica porque o volume de precipitação dessa fase é relativamente menor se comparado a fase σ em AID comerciais. A fase chi é mais instável e pode se transformar eventualmente na fase sigma durante o envelhecimento (CHEN et al, 2002). A estequiometria da fase chi é $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ (CORTIE et al, 1997).

Cr₂N é um nitreto que precipita entre 700 e 900 °C durante resfriamento rápido. Resfriamentos lentos diminuem a quantidade de Cr₂N devido ao aumento da formação austenítica, onde o nitrogênio é dissolvido (HOFFMEISTER et al, 1994). A precipitação diminui a resistência à corrosão por pite, pois causa um empobrecimento de Cr e N (HERTZMAN et al [1986], HOFFMEISTER et al [1994] e NILSSON et al [1992]).

M₂₃C₆ é um carbeto que possui alta mobilidade e pode se formar antes das outras fases nos contornos de grão, atuando como sítios de nucleação para posterior formação da austenita secundária e da fase σ (REDJAIMIA et al, 1991 e LEE et al, 1999). Aços inoxidáveis duplex modernos possuem baixos teores de C a precipitação de carbetos é rara (NILSSON, 1992).

R é a fase rica em Mo e pode ser encontrada entre 500 e 650 °C, uniformemente distribuída pelos grãos de ferrita (REDJAIMIA et al, 1991). As propriedades de corrosão e mecânicas são prejudicadas devido à precipitação da fase R (SIEURIN, 2006).

α e α' são fases que se formam entre 300 e 500 °C, frequentemente designadas como “Fragilidade a 475°C” (LI et al, 2002). A formação de α rica em Fe e α' rica em Cr são consequências de uma decomposição espinodal da ferrita, na qual uma única fase é esfriada e separa-se em duas diferentes composições da mesma fase (NILSSON, 1992, LI et al, 2002 e EL KOUSSY et al, 2004). O tempo de formação da fase α' é muito longo, 10 h para o SAF 2507 e 20 h para o UNS S31803 (LI et al, 2002).

Austenita secundária é formada durante a soldagem e tratamento térmico. Possui uma composição química diferente da austenita primária, pois a composição de equilíbrio está em função da temperatura. A decomposição da ferrita supersaturada em austenita secundária ocorre por uma reação eutetóide ($\delta \rightarrow \sigma + \gamma$), em forma de partículas de Widmanstätten ou pelo processo martensítico (NILSSON, 1992). A austenita secundária possui um teor de Ni maior e um teor de Cr menor se comparada com a austenita primária, diminuindo a resistência à corrosão por pite (SIEURIN, 2006).

O diagrama esquemático mostrado na Figura 6 ilustra quais as fases podem ser precipitadas no aço inoxidável duplex de acordo com os elementos de liga presentes.

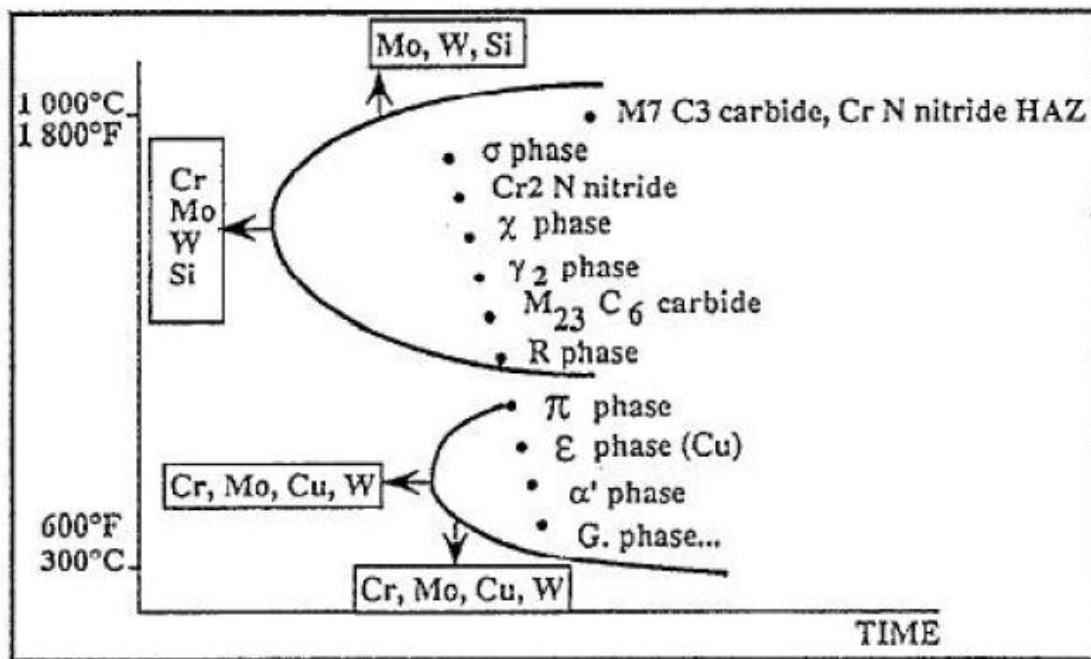


Figura 6. Diagrama esquemático que mostra as possíveis fases precipitadas nos aços inoxidáveis duplex (SHEK et al, 1996).

1.3.3 Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Duplex

A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex forma um conjunto de notáveis propriedades mecânicas. O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis duplex está intimamente relacionado com a característica de cada fase, por isso o balanceamento entre as frações volumétricas de austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de se maximizar as propriedades mecânicas. Dessa forma, os aços inoxidáveis duplex apresentam elevado limite de escoamento, na ordem de duas vezes o valor dos aços austeníticos. Além disso, apresenta um alongamento mínimo em torno de 25% (NILSSON, 1992).

A Tabela 3 compara as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex. Os resultados de resistência à tração estão de acordo com a norma ASTM A370, no qual a espessura do corpo-de-prova deve ser de ½ polegada.

Tabela 3. Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex (NILSSON [1995] e SANDVIK [2012]).

UNS	Resistência ao escoamento [MPa] mín	Resistência à tração [MPa]	Alongamento mínimo, %	Microdureza Vickers
S32304	400	600-820	25	230
S31803	485	680-880	25	260
S32750	550	800-1000	25	290

Os aços inoxidáveis duplex apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente (25°C). Sua tenacidade está limitada à fração volumétrica e distribuição da ferrita. Com uma fração volumétrica de austenita da ordem de 40% obtêm-se prevenção efetiva do crescimento de trincas (SOLOMON et al, 1984). Desta forma, a orientação e a morfologia da estrutura dos duplex são importantes na avaliação da tenacidade. Resultados de ensaios de impacto indicam que os aços duplex possuem boa tenacidade.

A Figura 7 ilustra os resultados obtidos no ensaio de impacto para a liga 316L, bem como para três qualidades duplex: UNS S32304 (SAF 2304), UNS S31803 (SAF 2205) e UNS S32750 (SAF 2507). Nota-se que a temperatura de transição dúctil-frágil para os duplex está em torno de -50°C enquanto que na liga 316L este fenômeno é praticamente inexistente. A transição dúctil-frágil dos duplex é característica da fase ferrítica.

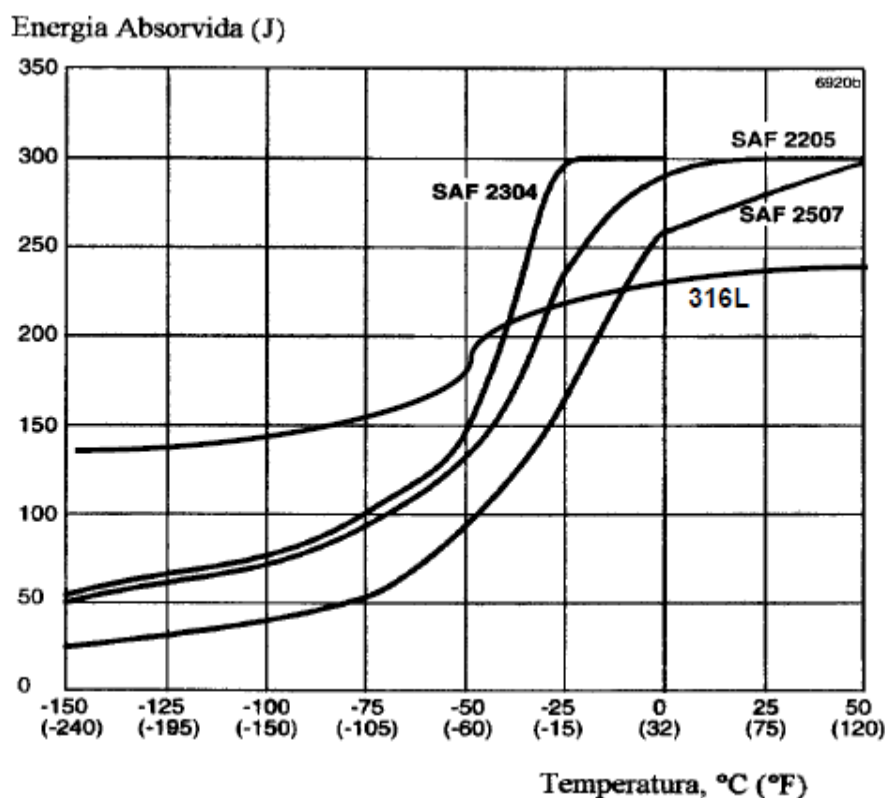


Figura 7. Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L. Ensaio Charpy, corpos-de-prova de seção $10 \times 10 \times 50$ mm e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal à direção de laminação (CHARLES, 1991).

1.3.4 Resistência à Corrosão dos Aços Inoxidáveis Duplex

A resistência à corrosão é determinada pela capacidade que estes materiais têm de se passivar e permanecer neste estado no ambiente a que estiver exposto. Esta propriedade está relacionada, principalmente, aos elementos de liga presentes na composição

química do aço, embora outros fatores como tamanho de grão, distribuição e morfologia de inclusões, precipitação de fases e qualidade da superfície também exerçam influência (WALDÉN et al [1994], FONTANA et al [1967], NICHOLLS [1994] e SANDVIK [2012]).

Nos aços inoxidáveis austeníticos, assim como nos ferríticos, os elementos de liga estão distribuídos em uma única fase, fazendo com que a resistência à corrosão destes aços seja relativamente homogênea. Nos duplex, no entanto, caso uma das fases apresente menor resistência à corrosão, esta determinará o comportamento do material. Embora a concentração dos elementos de liga seja diferente nas fases ferrita e austenita, os aços inoxidáveis duplex modernos possuem apurado balanceamento de elementos de liga em ambas as fases, conduzindo a propriedades de corrosão bastante equilibradas para as duas fases.

Os mecanismos de corrosão mais comuns são: corrosão por pite e corrosão sob tensão. Em geral, os aços inoxidáveis duplex apresentam elevada resistência a todos estes mecanismos.

Na Figura 8 é possível avaliar as temperaturas de resistência à corrosão por pite e por fresta de três tipos de AID: UNS S31803 (duplex), UNS S32750 (super duplex) e UNS S32707 (hyper duplex). É notável que quanto maior a quantidade de cromo, molibdênio e nitrogênio, maior será as resistências à corrosão por pite e por fresta. Por isso, os aços inoxidáveis hyper duplex resistem à corrosão a temperaturas mais altas que os aços inoxidáveis duplex e super duplex, como mostra a Figura 8.

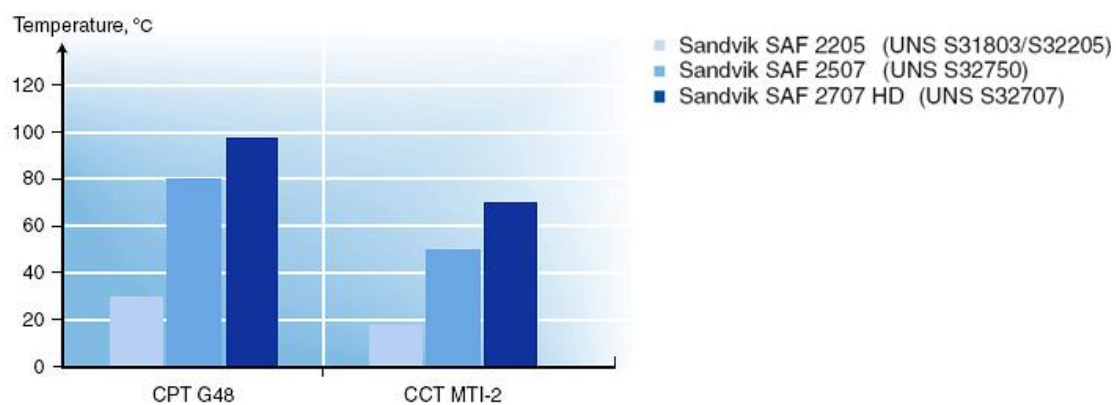


Figura 8. Comparação entre as temperaturas críticas de corrosão por pite (CPT) e temperaturas críticas de corrosão por fresta (CCT) dos aços duplex, super duplex e hyper duplex (SANDVIK, 2012).

1.4 Aço UNS S31803

1.4.1 Nomenclatura

Esse aço é conhecido comercialmente pelas seguintes denominações: UNS S31803, SAF 2205, ASTM A790, ASTM A790 S31803 e ASME SA790.

Adicionalmente, existem as nomenclaturas dos fabricantes que podem ser observadas na Tabela 4.

Tabela 4. Principais fabricantes dos aços inoxidáveis duplex da classe UNS S31803 (ASM HANDBOOK, 1995).

Fabricante do material	Classe segundo fabricante
ALLEGHENY	AL 2205
AVESTA	2205
BOHLER	A 903
CLI	UR 45 N
KRUPP	FALC 223
MANNESMANN	AF22
NIPPON KOKAN	NKCR22
SANDVIK	SAF 2205
SUMITOMO	SM22CR
THYSSEN	REMANIT
VALOUREC	VS22
BRITISH STEEL	HYRESIST

As composições de cromo e níquel estão comumente expostas na nomenclatura desse aço. Por exemplo, o fabricante Sandvik o nomeia como SAF 2205, o que significa que a composição química desse aço está constituída por aproximadamente 22% de cromo e 5% de níquel.

1.4.2 Fabricação

Produtos de aços inoxidáveis duplex são obtidos por diferentes processos como fundição, forjamento, extrusão e laminação (SIEURIN, 2006). A microestrutura e as propriedades mecânicas dependem fortemente dos processos específicos. Uma anisotropia significativa está presente em chapas comerciais e materiais tubulares, causando um direcionamento nas propriedades mecânicas (NICODEMI et al [1992] e NYSTRON et al [1990]). A anisotropia tende a aumentar com a quantidade de

deformação durante a laminação. AID podem ser produzidos por deformação a quente ou fria, no entanto, o produto principal é formado por meio de laminadores quentes [17]. A tenacidade à fratura é satisfatória (DELEU et al [1997] e DHOOGHE et al [1997]), mesmo após significativa deformação fria (JOHANSSON et al [1984] e ERICSSON et al [2003]).

1.4.3 Microestrutura

Segundo Sieurin (2006), a microestrutura de aços inoxidáveis duplex é geralmente composta por quantidades aproximadamente iguais de ferrita e austenita. A austenita encontra-se na forma de ripas na matriz ferrítica. A proporção da austenita pode ser aumentada até 55-60% para aumentar as propriedades elásticas do material. A microestrutura desejada é obtida por trabalho à quente seguida de recozimento e resfriamento a temperatura ambiente (NICODEMI et al, 1992). Trabalho a quente é geralmente sob temperaturas que variam de 1000-1200 °C (NILSSON, 1992). Uma microestrutura típica com tamanho de grão lamelar fino é demonstrada na Figura 9 que apresenta uma micrografia obtida em um microscópio óptico de um AID UNS S31803, no qual a fração de austenita equivale a 60% e os grãos alongados de austenita possuem espessura de aproximadamente, 20 µm (SIEURIN et al, 2006a).

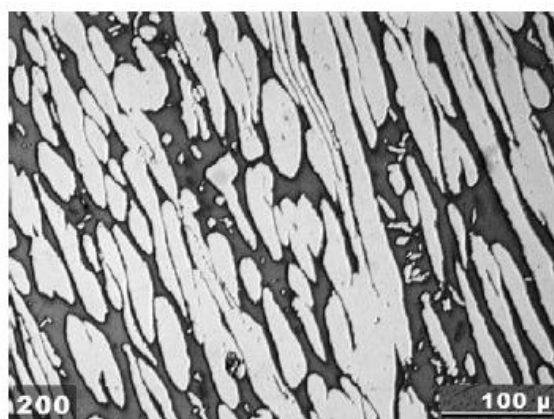


Figura 9. Micrografia de uma amostra de UNS S31803 com 30 mm de espessura. Ferrita é a parte escura e austenita são os grãos brancos (SIEURIN et al, 2006a).

Na Figura 10, observam-se os campos bifásicos a 1000 °C, onde a presença de ferrita e austenita é possível. Portanto, o desenvolvimento da estrutura duplex pode ocorrer pela escolha correta de composições e da execução de tratamento de solubilização seguido de um resfriamento rápido (PINTO [2009] e LIMA [2006]).

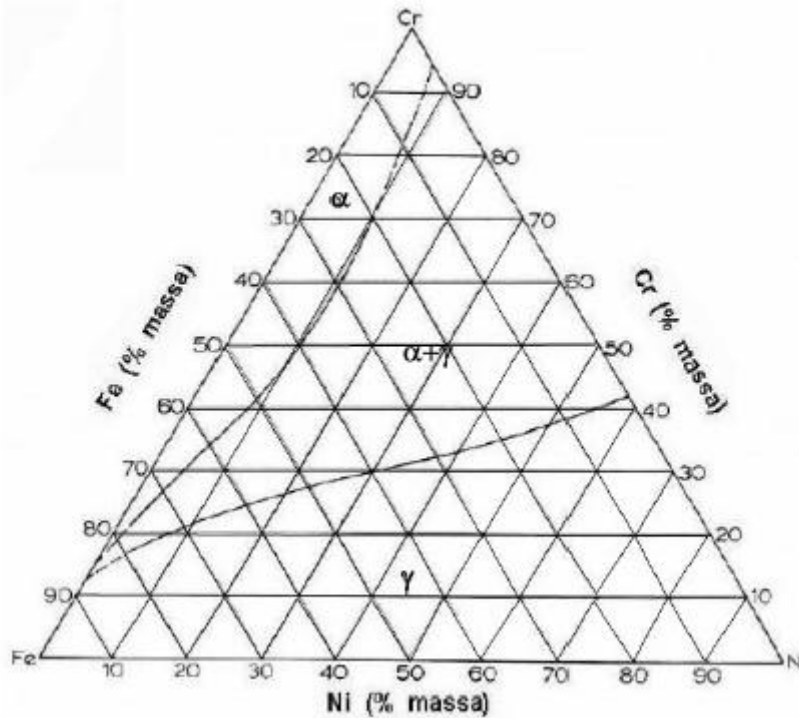


Figura 10. Seção isotérmica a 1000 °C do ternário Fe-Cr-Ni (Adaptado de LIMA, 2006).

A previsão da microestrutura de um AID é complicada, já que o diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni não leva em consideração a influência de outros elementos de liga presentes que afetam a quantidade de ferrita e austenita formada. Por conseguinte, diversos pesquisadores desenvolveram formulações empíricas que relacionam a relativa eficiência dos elementos em estabilizar a ferrita, em comparação com a eficiência do cromo, expressa em termos do Cromo equivalente (Cr_{eq}) (PINTO, 2006).

Elementos que estabilizam a austenita são expressos em termos de Níquel equivalente (Ni_{eq}) (PINTO [2009] e PINTO [2006]).

Os valores de cromo equivalente e níquel equivalente podem ser calculados a partir das Equação 1 e Equação 2 (PINTO [2006], LIMA [2006] e PINTO [2009]).

$$\%Ni_{eq} = \%Ni + 0,5\%Mn + 30(\%C + \%N) \quad \text{Equação 1}$$

$$\%Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb \quad \text{Equação 2}$$

Considerando a composição química média do aço super duplex UNS S31803: 22% Cr – 5,5% Ni – 3,2% Mo – 2% Mn – 1% Si – 0,18% N – 0,03% C (SANDVIK, 2012), obtém-se $Ni_{eq} = 12,8\%$ e $Cr_{eq} = 26,7\%$. Ao considerar esses valores iguais a %Ni e a % Cr, verifica-se, por meio de linhas auxiliares, que na seção isotérmica a 1100 °C (representada pela Figura 11) as composições de Ni e Cr formam uma estrutura duplex.

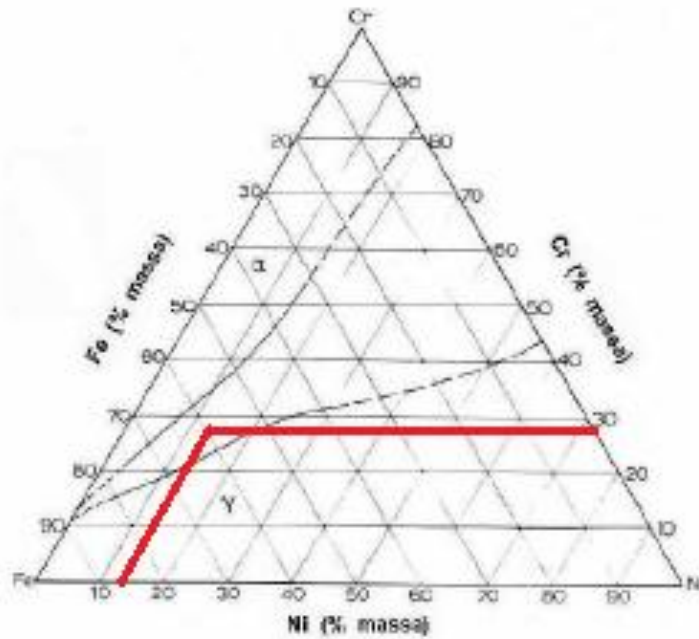


Figura 11. Seção isotérmica a 1100 °C do ternário Fe-Cr-Ni (Adaptado de LIMA, 2006).

A nucleação e o crescimento da fase austenítica é um processo difusional, ou seja, se durante um resfriamento do campo ferrítico não houver tempo suficiente para os elementos de liga formadores de austenita se difundirem para realizar a transformação $\alpha \rightarrow \gamma$, a formação de austenita pode ser parcialmente impedida. Portanto, a

transformação não depende somente do equilíbrio entre Ni_{eq} e Cr_{eq} , mas também da cinética da reação (SILVA, 2011).

1.4.4 Propriedades Mecânicas

As boas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex e super duplex estão relacionadas a união do que se tem de melhor entre essas duas fases, onde a austenita contribui com a tenacidade ao impacto e a ferrita, mais dura, melhora as características mecânicas (MARTINS et al, 2003).

O limite de escoamento dos AID é duas a três vezes mais alto que dos aços austeníticos inoxidáveis 18Cr-10Ni. A ferrita geralmente contribui para uma maior dureza, no entanto as durezas dos AID também são maiores que os aços inoxidáveis puramente ferríticos (STAINLESS STEEL WORLD, 2012). Isso pode ser explicado pelo fino tamanho de grão dos aços inoxidáveis duplex (NILSSON, 1992), causado pelo crescimento mútuo dos grãos de ferrita e austenita (SMUK, 2004), o que garante maior dureza para a estrutura das duas fases do que de seus constituintes. Concomitantemente, foi demonstrado que a austenita pode ter dureza maior que a ferrita devido ao endurecimento por hidrogênio por solução sólida intersticial na austenita (NILSSON, 1992). Razões do alto limite de escoamento dos AID (CHARLES, 1991):

- Presença da ferrita
- Fino tamanho de grão
- Formação de austenita secundária
- Endurecimento por solução sólida intersticial e substitucional

A Tabela 5 mostra as faixas típicas de valores de limite de escoamento, resistência à tração, alongação e dureza Rockwell C do aço UNS S31803. O valor mostrado de alongamento corresponde ao corpo-de-prova ASTM, com ½ polegada de diâmetro.

Tabela 5. Propriedades mecânicas típicas do aço UNS S31803 (SANDVIK [2012] e SENATORE et al [2006]).

	Limite de Escoamento mín [MPa/ksi]	Resistência à tração Rm [MPa/ksi]	Elongação [%] mín	HRC máx	HV
UNS S31803	485/73	680-880/99-128	25	28	260

As propriedades mecânicas em aços inoxidáveis duplex são principalmente direcionadas pela fase austenita e são satisfatórias se o material for adequadamente tratado. No entanto, temperaturas de envelhecimento entre 600 e 950°C podem diminuir a resistência rapidamente, com o efeito mais severo próximo a 900°C. A redução na resistência é devido à formação da fase frágil σ e χ . Foi demonstrado por Thorvaldsson et al (1984) como uma transição dúctil-frágil ocorre por períodos de envelhecimento maiores que uma hora a 850 °C. A resistência ao impacto diminui de 290 para 4 J e após uma hora é relativamente constante. Outro decréscimo de resistência é causado pela fragilidade a 475 °C, pois causa a decomposição da ferrita nas fases α e α' . Uma alta densidade de descontinuidade devido à deformação causa a precipitação da fase α (NYSTRÖM et al, 1990). Outros fatores que diminuem a resistência são a alta concentração de ferrita e os altos níveis de oxigênio e hidrogênio (EKSTRÖM et al, 1980). Geralmente, a máxima temperatura de serviço sugerida é 300 °C. A resistência à tração é mais alta na direção de laminação do tubo, se comparada à direção circunferencial, já que o crescimento da trinca na direção de laminação do tubo tem que passar pelos contornos de grão da estrutura lamelar (CHARLES, 1995).

1.4.5 Aplicações

O aço inoxidável duplex UNS S31803 é o mais conhecido, pois possui ampla utilização nas indústrias químicas, de óleo, gás, papel e celulose, aplicado principalmente em evaporadores, dutos e tanques de condução e armazenamento de material corrosivo (BUDGIFVARS, 1986). Mais conhecido como SAF 2205, é freqüentemente utilizado em aplicações *offshore*, como evaporadores de água e tubos de circuitos hidráulicos (ERBING et al, 1993); na indústria de óleo e gás como tubos para transporte de dióxido de carbono seco e úmido, nas indústrias químicas em geral e de geração de eletricidade (ECKENROD et al, 1984); na indústria de papel e celulose, como evaporadores e torres para estocagem de pasta de papel (NORDSTROM et al, 1995); e tanques para transporte marítimo de produtos químicos corrosivos, de até 800 toneladas (LEFFLER, 1990).

As dimensões do aço AID UNS S31803 estudado nesse projeto são próprias para aplicações offshore, como PLETS (Pipeline End Terminations), PLENS (Pipeline End Manifold), árvores de natal ou manifolds. Alguns exemplos estão ilustrados nas Figura 12 e Figura 13.



Figura 12. PLET.
(OCEANEERING, 2011)



Figura 13. Manifold oceânico.
(OFFSHORE, 2011)

Em operação, esses equipamentos *offshore* atuam sob temperaturas amenas e frias, o que não interfere nas propriedades mecânicas do material, visto que em tais aplicações sua microestrutura é mantida.

1.5 Curvamento por Indução Eletromagnética

O curvamento por alta frequência tem sido aplicado em tubulações de equipamentos de plantas petroquímicas, gasodutos, oleodutos, tubulações especiais para plataformas, tubulações de vapor à alta pressão, equipamentos de utilização elétrica, tubos de transporte de pó e granulados, perfis de aço para edifícios, construções e monumentos, ou seja, abrange um vasto campo de aplicações (TEIGA, 2009). O processo de curvamento por indução utiliza aquecimento indutivo obtido através de um sistema eletromagnético, com aportes térmicos que variam conforme a geometria e o tipo de material a ser processado. Esse sistema está apresentado na Figura 14.

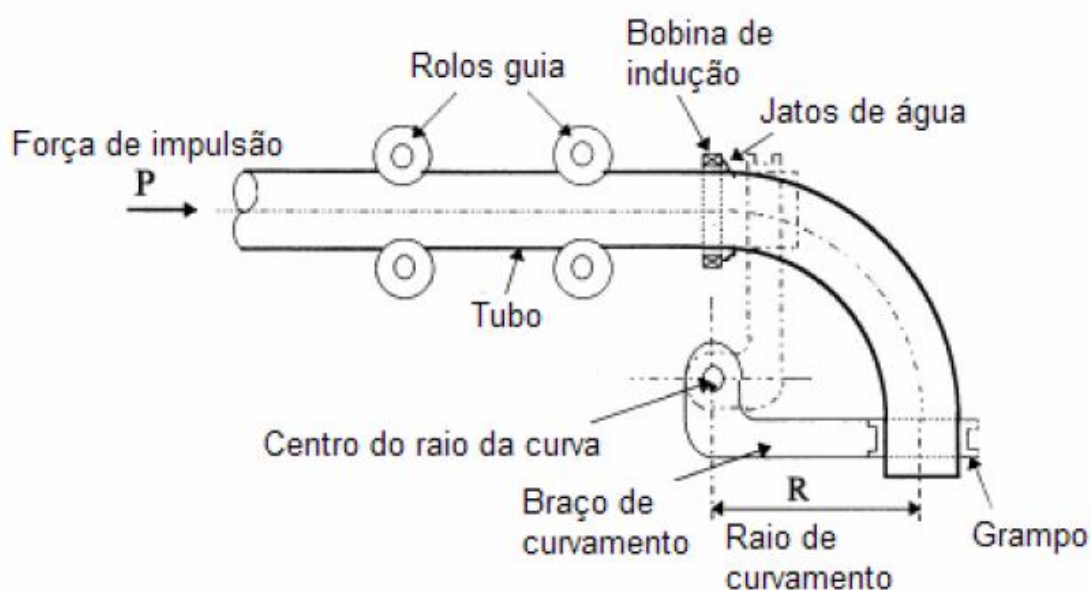


Figura 14. Curvamento pelo processo de aquecimento por indução de alta frequência (MEIRELES, 2009).

Primeiro o tubo é introduzido pela parte frontal da máquina, passando através da bobina de indução, e pares de rolos guias, até a extremidade ser acoplada ao carro impulsor. A outra extremidade é fixada pelo grampo, ficando assim rigidamente ligada ao braço

giratório. A posição do braço pode ser modificada para ajuste do raio requerido (NASCHPITZ et al, 2011).

O método de aquecimento por indução eletromagnética consiste em fazer gerar um campo magnético pela passagem de uma corrente elétrica alternada (i_b), de alta frequência, através de um anel (bobina) de cobre que envolve o tubo metálico sem tocá-lo. Este procedimento é ilustrado pela Figura 15. Pela indução eletromagnética aplicada ao tubo, uma corrente elétrica secundária (i_t) nele é gerada. Esta corrente gerada é conhecida como corrente parasita ou corrente de Foucault, que por sua vez promove o aquecimento na seção do tubo por efeito Joule. Porém, a corrente parasita não compreende toda a espessura do tubo de forma uniforme, mas sim, concentra-se numa camada da superfície externa do tubo. O aquecimento da superfície interna ao tubo se dá simplesmente pela condução de calor da camada externa aquecida. Portanto, é de se esperar que a temperatura de superfície interna do tubo seja levemente inferior à externa. Esta diferença de temperatura depende da profundidade alcançada pela corrente parasita e da velocidade que o tubo passa pela bobina (MEIRELES, 2009).

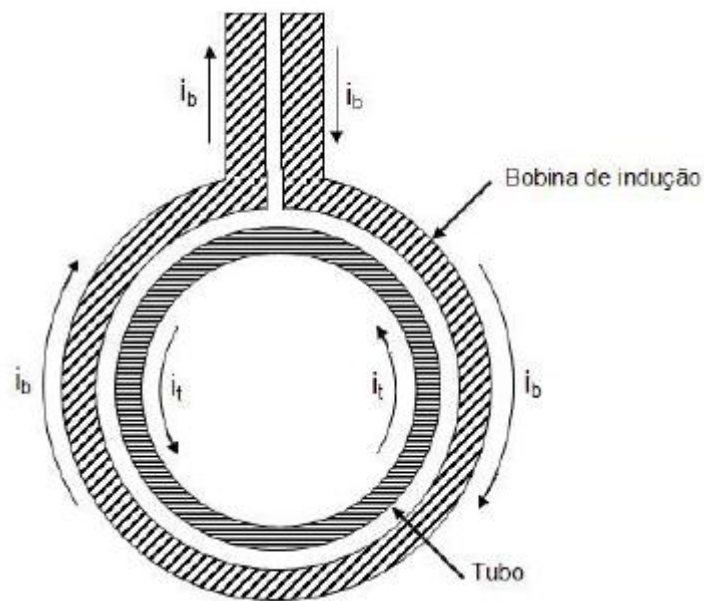


Figura 15. Ilustração esquemática da bobina de indução (MEIRELES, 2009).

Esse campo altamente concentrado induz correntes elétricas no material metálico a curvar, causando o aquecimento numa determinada temperatura, temperatura específica ideal ao curvamento, numa estreita faixa em toda a seção do tubo ou perfil. A partir desse momento, o carro impulsor, proporcionando força necessária ao curvamento, desloca-se em velocidade constante, empurrando o tubo ou perfil para fora da máquina (NASCHPITZ et al, 2011).

O deslocamento ocorre em direção paralela ao eixo do tubo ou perfil, uma vez que é conduzido por rolos guias. A seção aquecida, ao sair da bobina, sofre resfriamento forçado (água ou ar), ou não, dependendo do material em processamento. Como o tubo ou perfil está fixado ao braço, este por sua vez também é empurrado executando um movimento giratório. O produto longo, uma vez limitado a este movimento, fica submetido a uma tensão de curvamento concentrada na zona aquecida, sendo assim obrigado a deformar continuamente a partir desse ponto, produzindo um arco de raio constante. O painel de comando da máquina faz a monitorização do grau de curvamento, e quando o ângulo requerido é alcançado, o mesmo interrompe o processo automaticamente (NASCHPITZ et al, 2011).

O tempo de exposição do material ao calor pode não chegar a 60 segundo, dependendo da velocidade de curvamento, ou seja, da velocidade com que o tubo passa pela bobina de indução. O tubo é aquecido localmente numa faixa de até 100 mm, dependendo da largura da bobina utilizada (MEIRELES, 2009).

Segundo HU et al (1999), a distribuição da temperatura na local do aquecimento por indução é como apresentada esquematicamente na Figura 16.

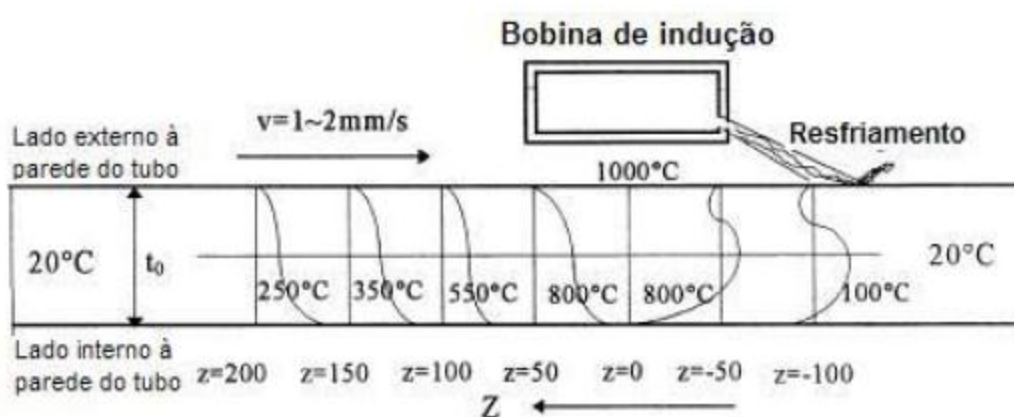


Figura 16. Distribuição esquemática de temperatura ao longo da espessura da parede do tubo curvado (HU et al, 1999).

A Figura 17 apresenta os detalhes de uma curva. As dimensões e tolerâncias dimensionais do raio de curvatura, ângulo, trechos retos e espessura mínima devem ser especificadas pelo projeto de construção do duto. Uma curva fabricada pelo processo de indução é composta de trechos retos, região onde não sofre aquecimento, região curvada onde é subdividida em intradorso e extradorso, linhas neutras e zonas de transição que são as regiões onde inicia e termina o aquecimento e a deformação plástica (MEIRELES, 2009).

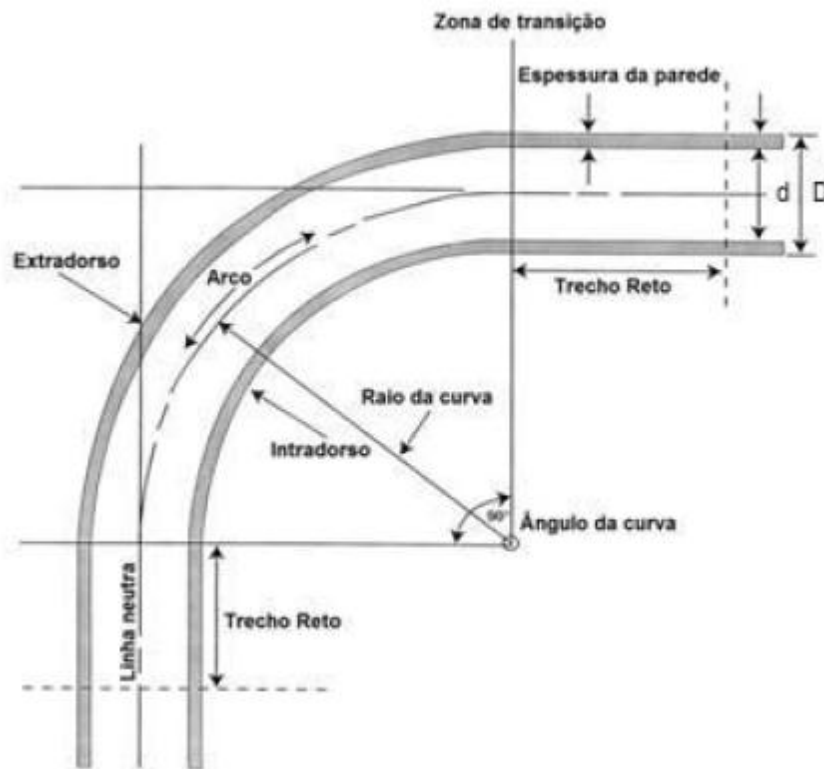


Figura 17. Desenho dos detalhes geométricos de uma curva (MEIRELES, 2009).

A técnica de aquecimento por indução para o curvamento de tubos e perfis proporciona grande flexibilidade de fabricação de raio, ângulo e geometria das peças. Podendo efetuar a fabricação de peças em materiais como aço carbono, aço ligado, aço inoxidável, alumínio entre outros. (TEIGA, 2009)

O curvamento de tubos por indução vem se desenvolvendo desde 1960 pela Dai-Ichi High Frequency do Japão, sendo utilizado no Brasil pela empresa Protubo (2012), com sede em Campo Grande, RJ.

Por meio da repetição do mesmo processo em diferentes etapas ao longo do tubo ou perfil, é possível efetuar curvas consecutivas nos mesmos, reduzindo deste modo o número de pontos de solda. Este processo denomina-se Elbow-Less System, e é um processo aplicado fundamentalmente em tubos longos para obtenção de curvas consecutivas, em um único plano ou em três dimensões, o que permite inclusive a

fabricação de bobinas sem pontos de solda. É um processo inovador que, em razão da redução dos pontos de solda, elimina também a necessidade de inspeções e ensaios, gerando uma economia significativa nos custos e prazos da obra (PROTUBO, 2012). É possível diferenciar o Elbow-Less System do Sistema Convencional analisando-se a Figura 18.

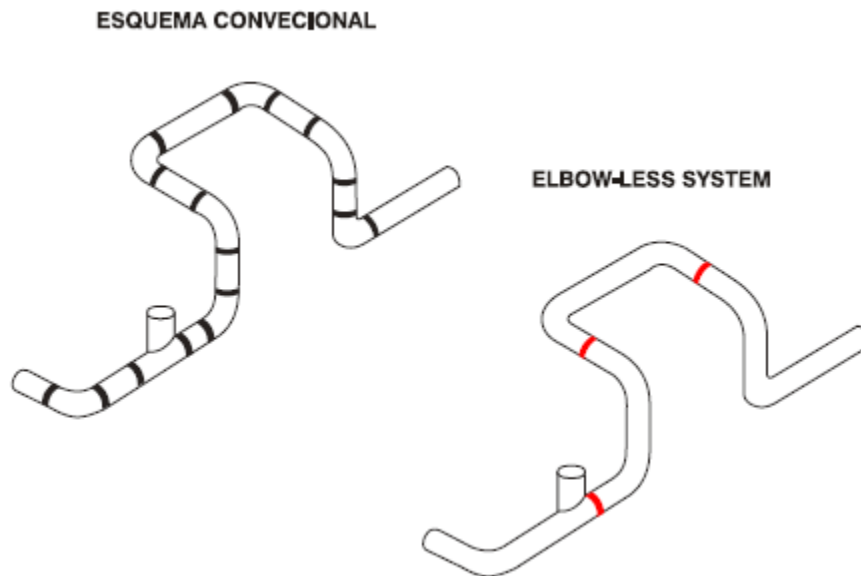


Figura 18. Sistema convencional de curvamento e Elbow-Less System (PROTUBO, 2012).

1.5.1 Análise Estrutural de Tubos Curvados Convencionalmente e por Indução

A Protubo (2012) realizou um estudo que visa analisar o comportamento das tensões envolvidas numa seção composta de trechos retos e curvos sujeitos à pressão interna (P) em seu regime elástico. O mesmo será discutido a seguir.

Foram analisadas as seguintes tubulações:

- a. **Curvamento convencional:** composta de tubos retos e joelho, onde a espessura é considerada uniforme nos dois elementos. Ver Figura 19.

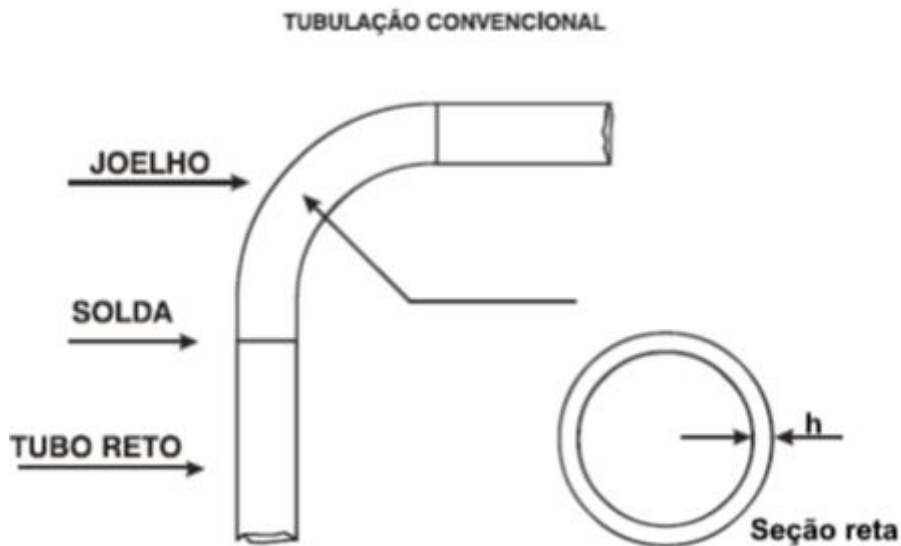


Figura 19. Esquema de um curvamento convencional (PROTUBO, 2012).

- b. **Curvamento por Indução:** A característica principal deste sistema é que, após o curvamento por indução, devido à conformação, a parte interna de curva (intradorso) aumenta sua espessura e externa (extradorso) diminui em um percentual que varia conforme a relação ρ/D . Ver Figura 20.

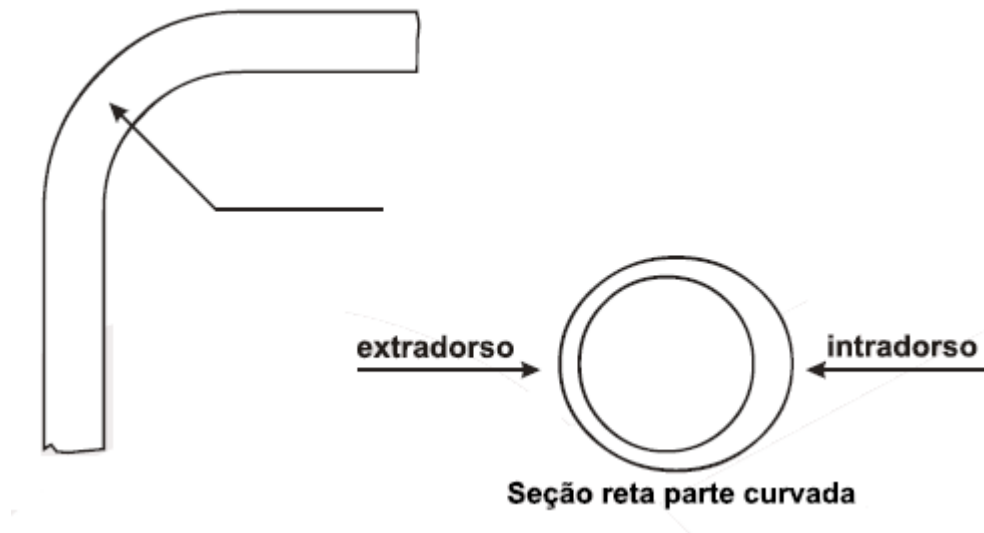


Figura 20. Esquema de um curvamento por indução (PROTUBO, 2012).

Durante o curvamento, o material sofre extensiva deformação plástica. O extradorso, região tracionada da curva, sofre uma redução de espessura. O contrário ocorre no intradorso da curva, região comprimida, sofre aumento de espessura. A redução e o aumento de espessura dependem do raio de curvatura aplicado ao tubo. A Figura 21 apresenta a distribuição da deformação plástica encontrada numa curva 5D (raio de curvatura com cinco vezes o diâmetro do tubo) de um tubo de 48 polegadas de diâmetro de 24 mm de espessura (MEIRELES, 2009).

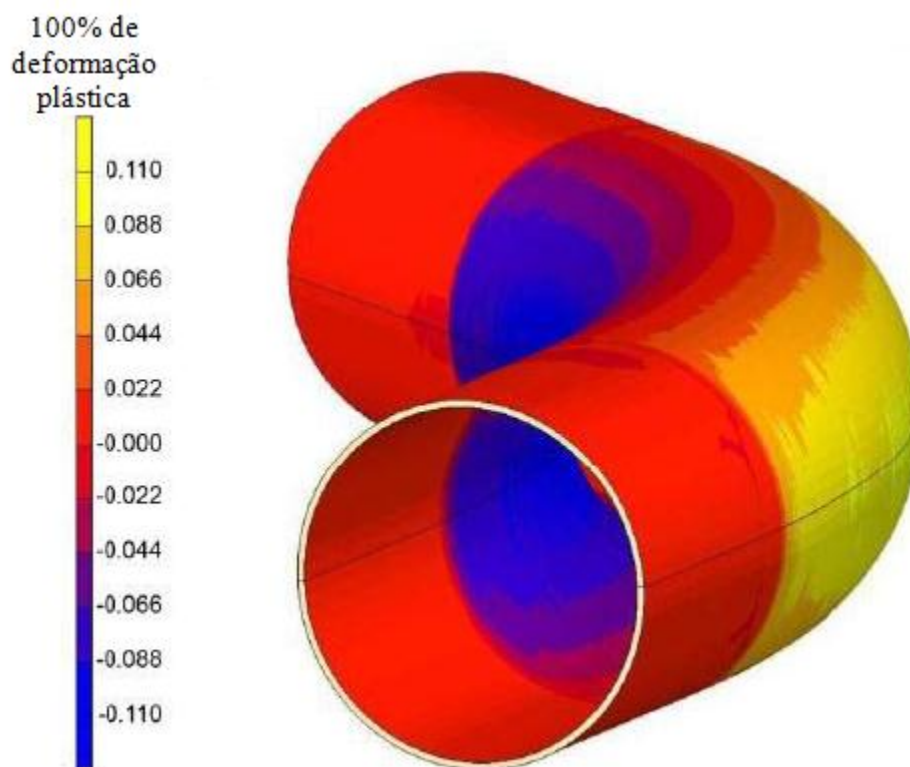


Figura 21. Distribuição das deformações plásticas ao longo de uma curva 5D (MUTHMANN, 2006).

1.5.2 Análise de Tensões de Tubulações Curvadas

Modelo Analítico

Segundo a Protubo (2012), as fórmulas para estimar as tensões em tubos com seção reta circular uniforme (sem variações de espessura) e submetidos à pressão interna, são as apresentadas a seguir.

a) Trecho Reto:

considerando o equilíbrio do elemento mostrado na Figura 23, teremos as tensões longitudinais mostradas na superfície média.

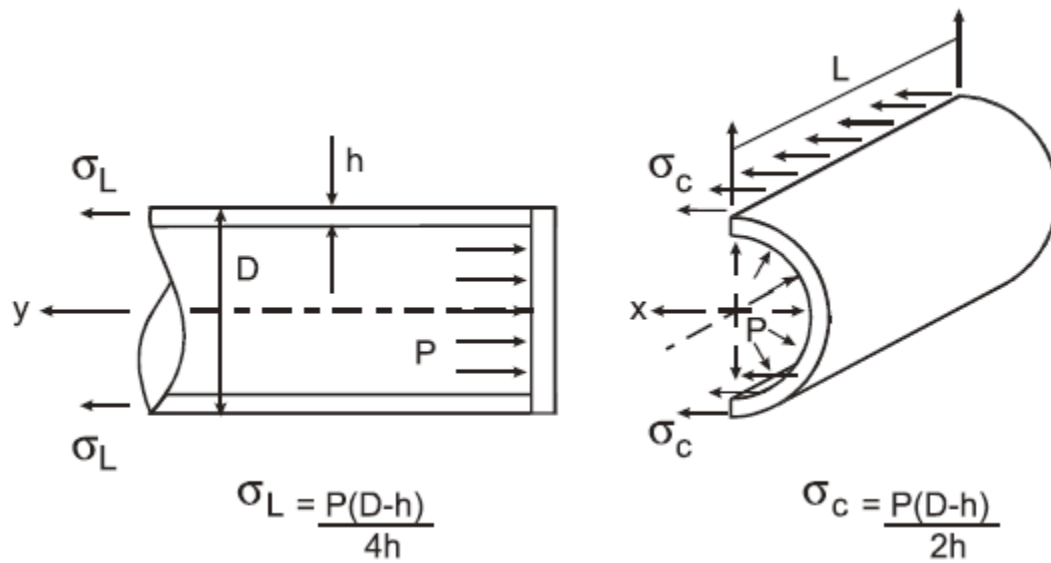


Figura 22. Fórmulas para estimar as tensões longitudinais e circunferenciais dos trechos retos dos tubos (PROTUBO, 2012).

b) Seção curva:

considerando o equilíbrio do elemento na Figura 23 na direção Z, na superfície média, teremos as tensões demonstradas. Pela análise da fórmula da tensão circunferencial, poderemos verificar que a região de maior sollicitação é a parte interna da curva (intradorso).

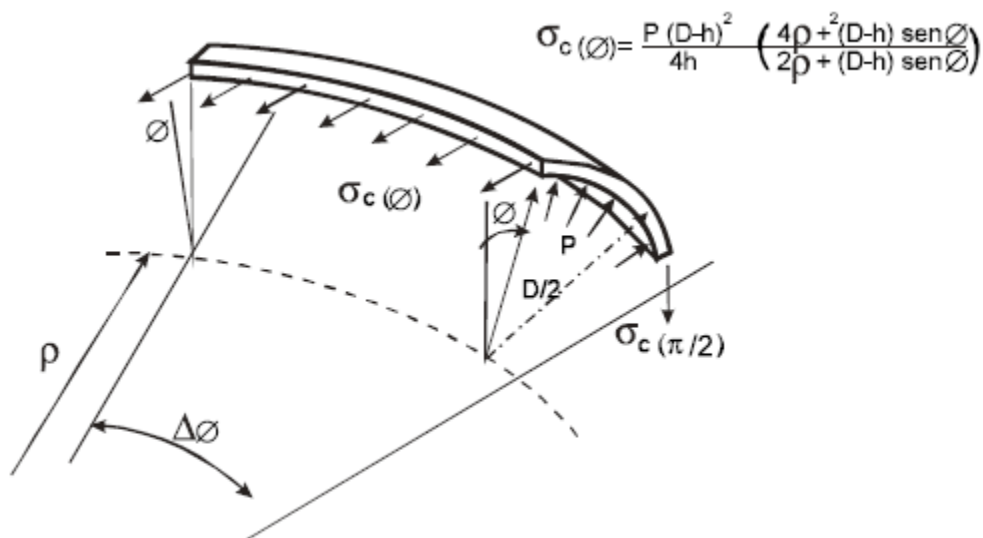


Figura 23. Fórmulas para estimar as tensões circunferenciais das seções curvas dos tubos (PROTUBO, 2012).

Modelo de Elementos Finitos

Seção Reta Circular Uniforme

A empresa Protubo – Soluções de Engenharia de Tubulações (2012), por meio do programa Adina com nome de Viga Tubo, criou um modelo de elementos finitos para análise de tubulações com seção reta circular uniforme fabricadas pelo curvamento convencional.

Os valores numéricos encontrados pelo programa mostram que as tensões na parede da tubulação indicam as direções longitudinais e circunferenciais como principais. As tensões de cisalhamento são muito pequenas. As distribuições para trechos retos e curvos estão mostradas na Figura 24.

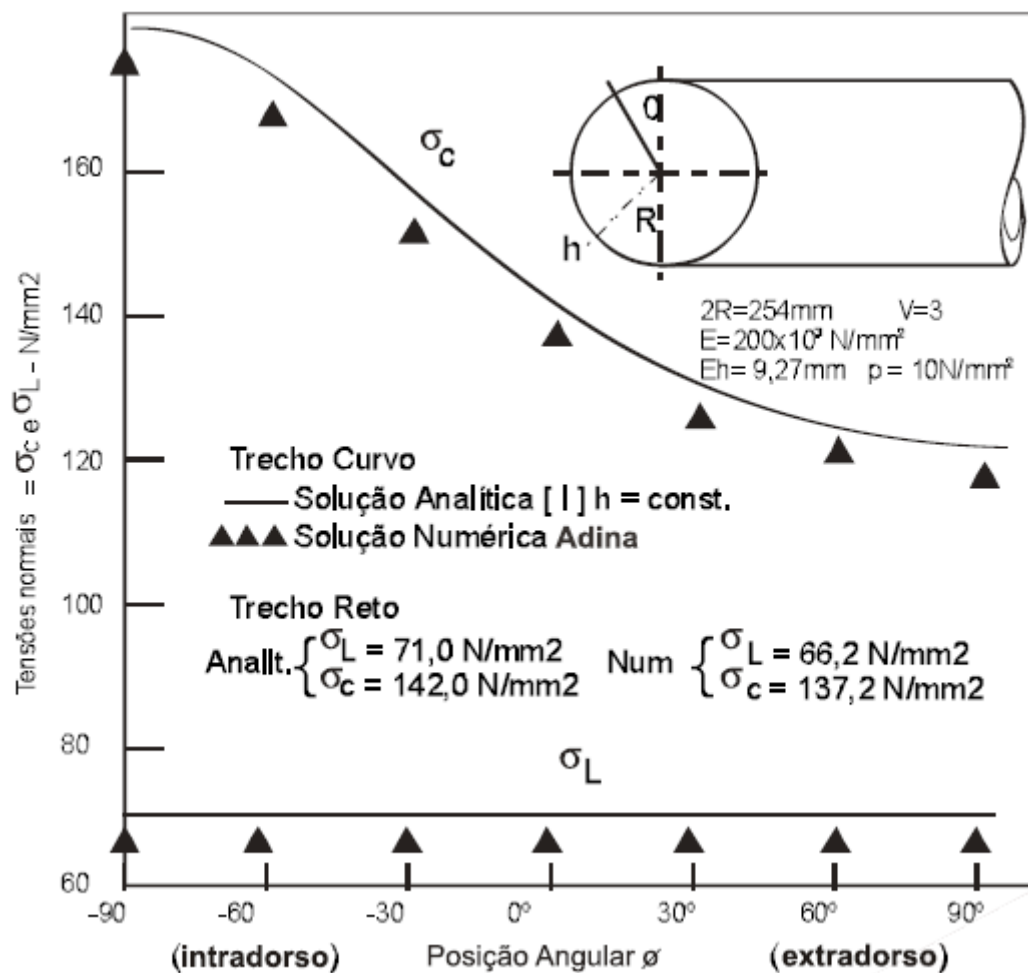


Figura 24. Esquema de tensões normais versus posição angular de um tubo circular de espessura uniforme (PROTUBO, 2012).

Nota-se que no curvamento convencional, o intradorso é a região que apresenta maiores solicitações mecânicas. Como pode ser observado, as tensões longitudinais não variam com a angulação, pois a espessura de parede é constante.

Seção Reta Circular Não-Uniforme

No entanto, o comportamento estrutural de uma tubulação obtida pelo processo de curvamento por indução é diferente daquele apresentado no modelo Viga-Tubo, devido à espessura de parede da seção reta do tubo não ser constante na direção circunferencial.

O modelo de elementos finitos para análise de tubulação com seção reta circular não-uniforme só pode ser completamente representado através do modelo com formulação de cascas. A Protubo (2012) utilizou o modelo Placa/Casca triangular disponível no programa Adina.

Considerou-se a tubulação com espessura (h) de parede variável na direção circunferencial (ϕ) de acordo com a Equação 3:

$$h = 9,27 * (1 - 0,13 \text{sen} \phi) \quad \text{Equação 3}$$

Em seguida, construiu-se o gráfico da Figura 25 que mostra a variação das tensões circunferenciais e longitudinais com a angulação.

Pela análise dos resultados da Figura 25, verifica-se que as curvas obtidas pelo processo de indução apresentam, na parte interna (região de maior solicitação mecânica), um aumento de espessura em relação à espessura original do tubo reto, o que representa um ganho estrutural em sua resistência mecânica, mesmo havendo uma redução de espessura na parte externa da curva. As tensões longitudinais variam com a angulação, diferente do caso do curvamento longitudinal. Como resultado de um carregamento de pressão interna, a solicitação mecânica do intradorso é menor que no extradorso. Isso é compreensível, já que no curvamento por indução, a espessura é maior no intradorso e menor no extradorso e por isso quanto maior for a espessura, menor será a tensão normal no local, ver fórmulas da Figura 22.

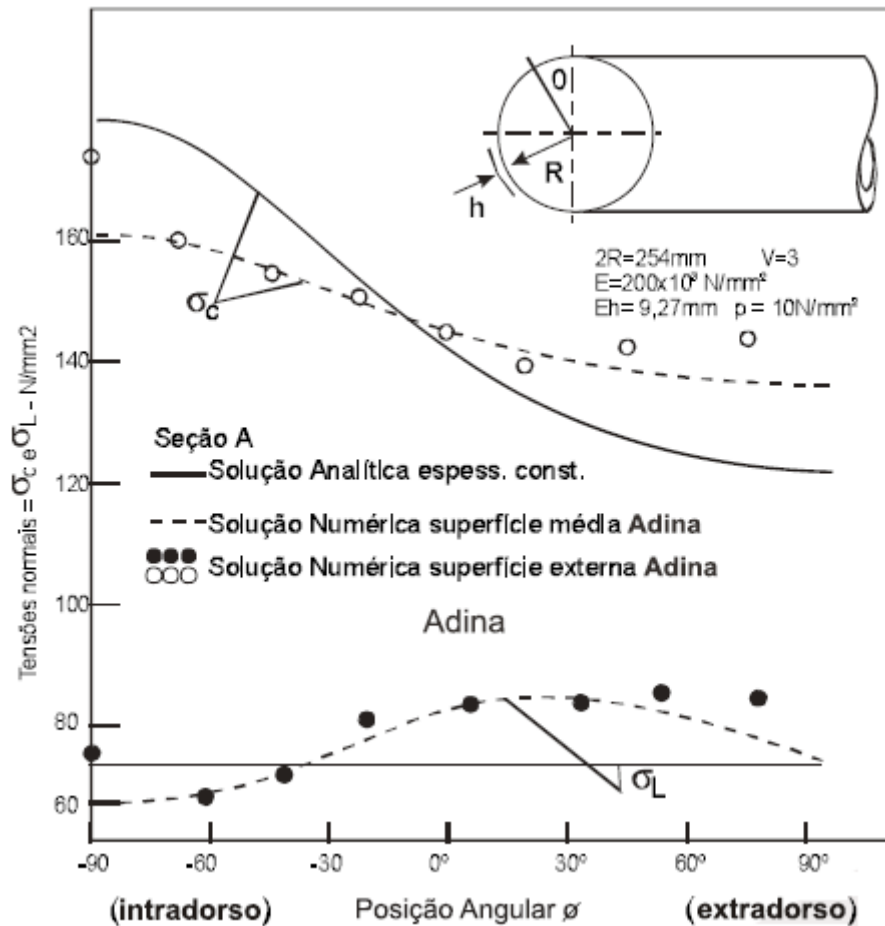


Figura 25. Esquema de tensões normais versus posição angular de um tubo circular de espessura não-uniforme (PROTUBO, 2012).

1.5.3 Variáveis do Processo de Curvamento por Indução

As variáveis que influenciam nas propriedades finais do tubo curvado pelo processo de aquecimento por indução são: diâmetro, espessura, raio, velocidade de curvamento, temperatura de curvamento, resfriamento e a composição química. Diâmetro, espessura do tubo e o raio da curva são especificados pelo projeto do duto, enquanto a temperatura, velocidade e resfriamento são os parâmetros do processo de curvamento. A determinação das condições de curvamento é influenciada pelas dimensões do tubo reto, pelo raio de curvamento e pela composição química do aço. Encontram-se na literatura

muitas divergências quanto ao efeito das variáveis do processo de curvamento e do tratamento térmico após curvamento nas propriedades mecânicas dos aços (MEIRELES, 2009).

As informações encontradas sobre as variáveis do processo de curvamento são referentes ao curvamento por indução eletromagnética de em aços ao carbono, no entanto, podem ser comparadas às transformações que ocorreriam AIDs.

1.5.3.1 Composição química

Os elementos de liga mais importantes para garantir boa combinação entre resistência mecânica e tenacidade são os elementos refinadores de grãos combinados com o carbono e nitrogênio. Quando o tubo atinge a temperatura de curvamento, ou seja, a região austenítica em casos de aços ao carbono, parte dos precipitados se solubilizam na rede austenítica contribuindo para a formação de microestruturas como a ferrita acicular e bainita no posterior resfriamento rápido. A parte finamente precipitada nos contornos contribui para coibir o crescimento dos grãos austeníticos. E a parte dos precipitados remanescentes, dispersa na rede austenítica, atua como barreiras que promovem o empilhamento de discordâncias na matriz ferrítica. A combinação de todos esses fatores garante ao aço do tubo curvado, alta resistência mecânica e boa tenacidade (KONDO et al, 1994).

A Figura 26 mostra os resultados dos experimentos realizados por KONDO et al (1994) em aços ao carbono. Eles observaram que o limite de resistência e a temperatura de transição de aparência de fratura aumentaram com a quantidade de carbono equivalente na condição de como curvado e revenido.

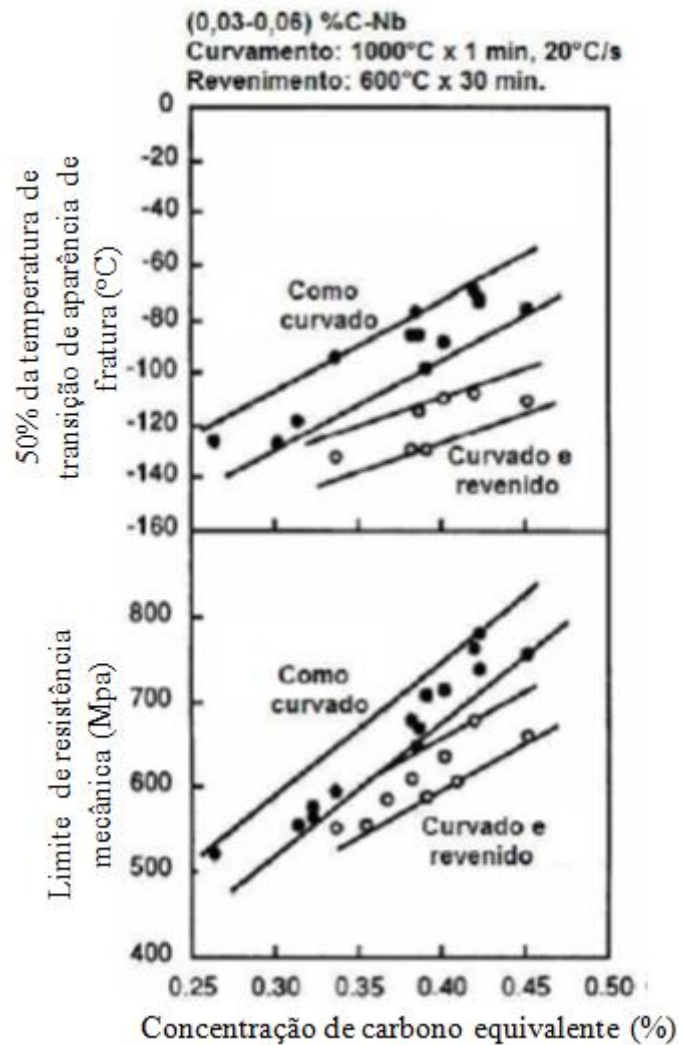


Figura 26. Relação do limite de resistência e da temperatura de transição de aparência de fratura com o carbono equivalente (Adaptado de KONDO et al, 1994).

1.5.3.2 Temperatura e Taxas de Aquecimento e Resfriamento

A temperatura de curvamento deve ser alta suficientemente para elevar a plasticidade do aço e garantir qualidade dimensional na peça (reduzida ovalização na região curvada), porém, pode promover crescimento do grão austenítico (MEIRELES, 2009).

Segundo HASHIMOTO et al (1986), quando a temperatura de curvamento e a taxa de resfriamento são altas, a resistência do tubo curvado de aço carbono tende a ser alta por

causa da suficiente transformação austenítica seguida pelo resfriamento rápido, garantindo uma microestrutura refinada e acicular. Em casos que a temperatura de aquecimento for menor que 500 °C aproximadamente, ver Figura 4, a transformação da ferrita em austenita pode ser parcial, resultando em baixa resistência mecânica.

As características principais do processo de curvamento por indução são as altas taxas de aquecimento e o curto tempo na temperatura de curvamento. HASHIMOTO et al (1986) mostraram a relação da temperatura de transformação ferrita-austenita (Ac_3) no aquecimento com a taxa de aquecimento empregada (Figura 27). A temperatura Ac_3 aumentou consideravelmente com as taxas superiores a 20°C/s, enquanto pouca mudança foi observada em taxas de aquecimento entre 10 a 20°C/s, correspondentes ao aquecimento por indução de alta frequência. A temperatura Ac_1 mostrada na Figura 27 representa a temperatura segura para não haver transformação ferrita-austenita. A sigla H.F., também representada no gráfico, é a faixa de temperatura que compreende o aquecimento por indução.

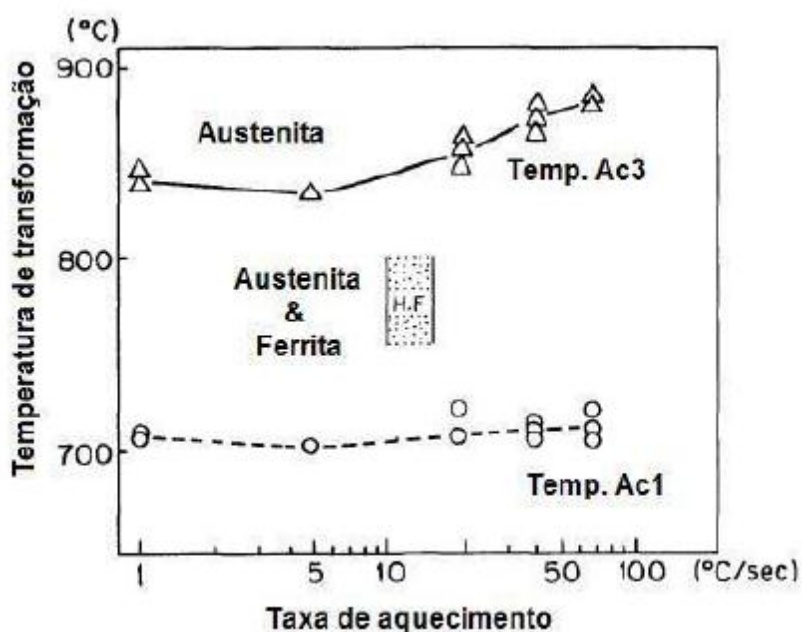


Figura 27. Efeito da taxa de aquecimento na temperatura de transformação ferrita-austenita (Ac_3) em aço carbono (HASHIMOTO et al, 1986).

HASHIMOTO et al (1986) mostraram também que diferentes taxas de aquecimento do processo de curvamento não afetam significativamente o tamanho de grão austenítico para temperaturas de curvamento inferiores a 1000°C (Figura 28).

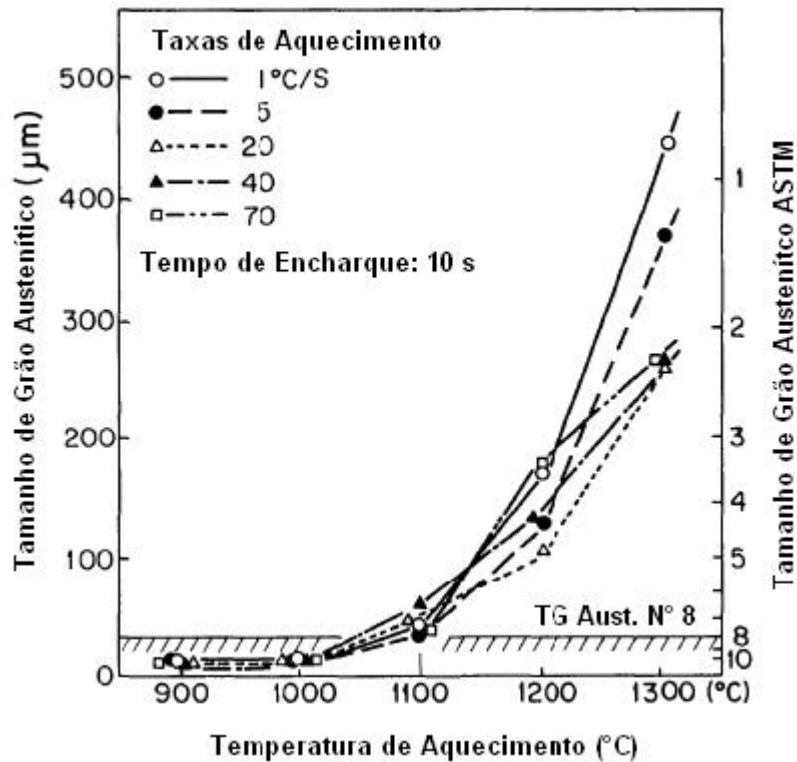


Figura 28. Efeito da taxa e da temperatura de curvamento no tamanho de grão austenítico em aço carbono (HASHIMOTO et al, 1986).

Segundo WANG et al (2007), o uso de altas taxas de aquecimento para atingir uma alta temperatura no campo austenítico previne o crescimento de grão e induz a formação de uma microestrutura ultra refinada após rápido resfriamento subsequente. Esta constatação é favorável à obtenção de aços de alta resistência mecânica pelo processo de curvamento por indução.

Sabe-se que a temperatura influencia diretamente na solubilidade dos precipitados como (V, Nb, Ti) (C, N). Como o resfriamento pós-curvamento é rápido, a temperatura a que

o material é submetido torna-se crucial na determinação das propriedades finais do aço (MEIRELES, 2009).

HONG et al (2002) levantaram as curvas de solubilização dos elementos de liga (Figura 29) de um aço microligado ao V, Nb e Ti com 0,004% em peso de nitrogênio. Os resultados foram muitos similares aos dos obtidos por GAO e BAKER (1997). Praticamente todos os elementos de liga apresentaram-se solubilizados na matriz austenítica a partir de 1000°C, excetuando-se o Ti que se solubiliza somente a partir de 1400°C.

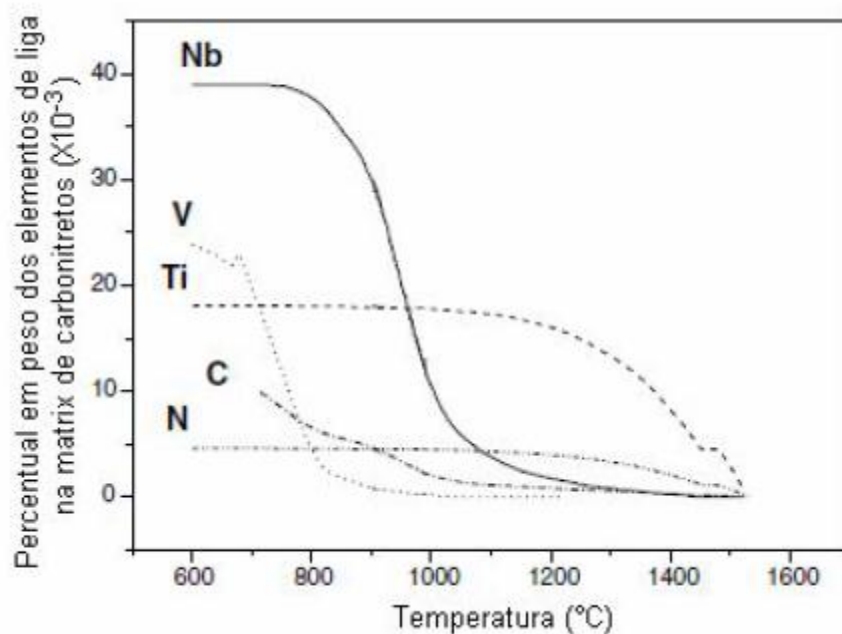


Figura 29. Equilíbrio químico dos carbonitretos complexos em aço ligado ao Nb, Ti e V (HONG et al, 2002).

1.5.3.3 Velocidade de Curvamento

KONDO et al (1994) demonstraram que a velocidade de curvamento deve ser determinada levando em consideração não somente a produtividade, mas também a diferença de temperatura entre o lado externo e interno à parede do tubo e a taxa de resfriamento. Demonstram que a velocidade de curvamento influencia diretamente na

dureza superficial como mostrado na Figura 30. Observa-se que, quanto maior a velocidade de curvamento, maior foi a dureza superficial encontrada.

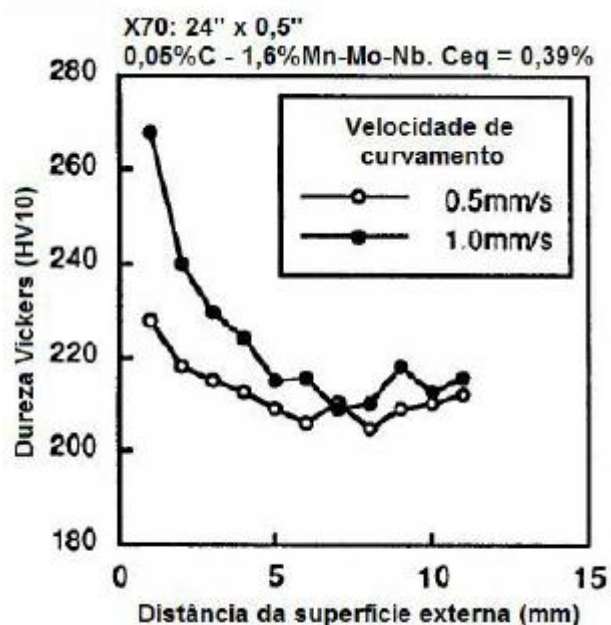


Figura 30. Efeito da velocidade de curvamento na dureza (KONDO et al, 1994).

A velocidade de curvamento determina o tempo em que o material fica exposto à temperatura de curvamento. E isto deve ter efeitos significativos nas propriedades mecânicas dos aços, uma vez que o tempo influencia na solubilização dos precipitados e na homogeneização da austenita (MEIRELES, 2009).

A velocidade de curvamento deve ser melhor investigada, pois diferentes comportamentos das propriedades podem ser observados, como por exemplo, aumentos ou quedas expressivos na resistência mecânica do material após o curvamento. Tal fenômeno pode ser justificado por diferentes comportamentos dos elementos de liga do aço, dependendo da velocidade de curvamento aplicada (MEIRELES, 2009).

2. OBJETIVO

Portanto, o objetivo desse projeto é avaliar as propriedades mecânicas e morfológicas do tubo de AID UNS S31803 antes e após o curvamento por indução. Dessa maneira, pretende-se prevenir acidentes e possibilitar melhor aplicabilidade para esse material.

3. EXPERIMENTAL

3.1 Origem e Condições de Curvamento

O tubo de aço inoxidável duplex foi fabricado pela empresa Sandvik (2012). O aço UNS S31803 foi curvado e gentilmente cedido para essa pesquisa pela empresa Protubo (2012) de Campo Grande-RJ. Na Figura 31 está ilustrado o equipamento da Protubo-RJ no qual os aços são curvados.

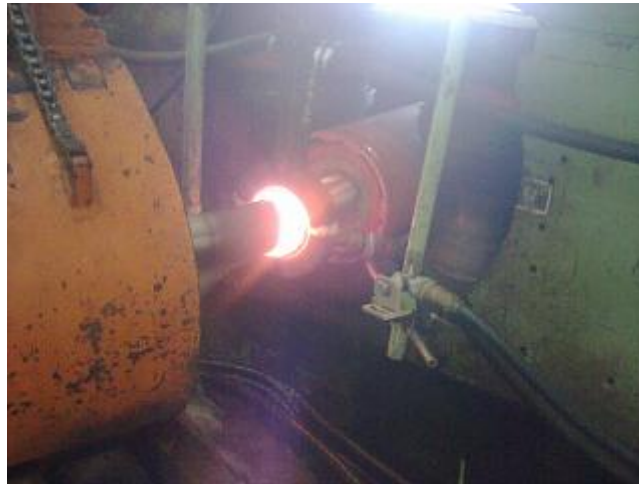


Figura 31. Curvamento por indução do AID UNS S31803 na Protubo-RJ-Brasil.

As condições de curvamento, fornecidas pela Protubo, podem ser encontradas na Tabela 6. Durante o curvamento por indução, a temperatura média atingida pelo tubo de AID foi 1050 °C.

Tabela 6. Intervalo de temperaturas do extradorso e do intradorso do UNS S31803
(PROTUBO, 2012).

Temperatura	Extradorso (°C)	Intradorso (°C)	Velocidade	Resfriamento
Valor mínimo real	1046	1035	0,5 mm/s	Água
Valor máximo real	1054	1057		

3.2 Análise Dimensional

A peça de aço inoxidável duplex UNS S31803 curvada está ilustrada na Figura 32. O diâmetro externo (D) do tubo possui 88,9 mm e a espessura equivale (T) a 19,05 mm. O raio de curvatura (R) tem, aproximadamente, 305 mm. O que resulta em uma razão de curvamento (R/D) de 3,4 e deformação máxima (D/2R) de 14,6%, tanto no intradorso, quanto no extradorso. Além disso, possui um ângulo de curvamento de 90°.



Figura 32. Peça de aço inoxidável duplex UNS S31803 curvada.

3.3 Análise Química

A análise química de uma amostra do aço UNS S31803 como recebido foi realizada pelos Laboratórios Tork – Controle Tecnológico de Materiais Ltda segundo as normas ASTM E327 e ISO 9001. O procedimento Tork foi da série P-300. As porcentagens presentes dos principais elementos que constituem o AID foram designadas.

3.4 Microscopia Óptica

Inicialmente, o tubo curvado foi cortado em quatro partes para a análise das regiões retas e curvadas, como mostra a Figura 33.



Figura 33. Tubo de AID UNS S31803 cortado em partes.

Em seguida, foram retirados partes transversais e longitudinais do tubo como mostram as Figura 34 e Figura 35. Tanto da parte reta quanto da curvada.

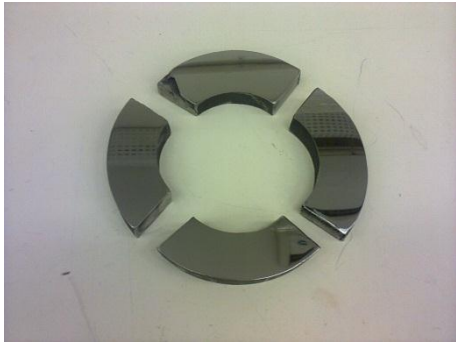


Figura 34. Corte transversal do tubo.



Figura 35. Corte longitudinal do tubo.

Para análise no microscópio da marca Olympus modelo GX-71, as amostras com 4,5 cm de comprimento, 2 cm de largura e 1 cm de espessura foram lixadas nas lixas com as seguintes granulometrias: 100, 220, 320, 400, 500 e 600. O polimento foi feito com os panos na seguinte ordem: 6 μm , 3 μm e 1 μm . Foi feito o ataque eletrolítico usando a solução de NaOH 40% em um potencial de 3 V. A amostra foi deixada na solução de ataque por tempo suficiente até a aparição da cor amarelada na superfície da mesma. Esta solução revela principalmente a fase ferrita na cor marrom e austenita na cor branca (MICHALSKA et al, 2006). As micrografias foram retiradas por meio do programa Analysis Auto.

3.5 Fração de Área

A análise da fração de área foi feita por meio do programa Metallographica, versão 2.0.1143 da empresa SIM. Todas as micrografias analisadas eram relativas ao aumento de 1000 vezes da peça original. Foram analisadas cinco micrografias de cada amostra e calculado a média das frações de área dessas micrografias para obter o resultado final.

3.6 Número de Grãos Austeníticos

A contagem de grãos austeníticos foi feita de acordo com a norma ASTM E112-96, onde foram analisadas micrografias nas quais fossem identificados pelo menos 50 grãos e um máximo de 100 grãos. Realizou-se a contagem do número de grãos de três micrografias de regiões diferentes de cada amostra no formato de retângulos: a amostra CR representa a parte reta do tubo, a amostra INT representa a linha neutra, a amostra I representa o intradorso e a amostra E representa o extradorso. Para a análise das amostras transversais, as micrografias com aumento de 1000 vezes foram as ideais para a contagem e tinham a área de $209,35 \times 10^{-6} \text{ mm}^2$. Já para as amostras longitudinais, as micrografias com aumento de 200 vezes foram as melhores para o ensaio, com retângulos de $5,5 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$.

O número de grãos por mm^2 (N_A) foi calculado segundo a Equação 4.

$$N_A = (N_{\text{interior}} + \frac{N_{\text{intercepto}}}{2}) \div A_{\text{retângulo}} \quad \text{Equação 4}$$

Onde N_{interior} é o número de grãos dentro da área mensurada, $N_{\text{intercepto}}$ é o número de grãos no intercepto da mesma e $A_{\text{retângulo}}$ é a área do retângulo.

3.7 Tamanho de Grão Austenítico

O cálculo do tamanho de grão austenítico foi feito por duas maneiras diferentes: método dos interceptos e planimétrico.

3.7.1 Método dos Interceptos

Essa análise foi realizada por meio do programa Metallographica, versão 2.0.1143 da empresa Sim (2012). A medição foi feita pela contagem de interceptos e está de acordo com a norma ASTM E-1382. A norma exige o estudo de pelo menos cinco micrografias para fornecer o resultado. As micrografias mais apropriadas para análise dos tamanhos de grão das amostras transversais tinham 1000 vezes de aumento e as melhores micrografias para as amostras longitudinais tinham 200 vezes de aumento. Pelo programa Metallographica, foi possível analisar qualitativamente a distribuição de tamanhos de grãos.

O comprimento do intercepto linear médio (l) é calculado de acordo com a Equação 5:

$$l = \left(\frac{\pi}{4} \times \bar{A} \right)^{1/2} \quad \text{Equação 5}$$

Onde \bar{A} é a área média dos grãos.

O número ASTM para o tamanho de grão G é calculado pela Equação 6:

$$G = 10.00 - 2 \log_2(l) \quad \text{Equação 6}$$

Nota-se que o intercepto linear médio e o tamanho de grão G são inversamente proporcionais.

3.7.2 Método Planimétrico

O segundo método para análise do tamanho de grão foi o planimétrico, de acordo com a norma ASTM E112-96. Esse método utiliza a contagem do número de grãos por mm^2 (N_A) cujo procedimento foi explicado anteriormente.

Por final, o cálculo do tamanho de grão G ASTM foi feito de acordo com a Equação 7.

$$G = 3,321928 * \log(N_A) - 2,954 \quad \text{Equação 7}$$

3.8 Dureza Rockwell C

Os resultados de dureza Rockwell C foram obtidos por meio do durômetro com número de fabricação 300 1350 da marca Veb Werkstoffprüfmaschinen Leipzig. O indentador de diamante cônico foi pressionado em dez pontos espaçados no centro de cada amostra por 30 segundos com uma carga de 150 Kg, tanto na direção transversal quanto longitudinal do tubo de AID. A amostra transversal da parte reta tinha as seguintes dimensões aproximadas: 4,5 cm de comprimento, 2 cm de largura e 1 cm de espessura. A amostra transversal da parte curva consistia em um anel com cada região indicada de aproximadamente 9,5 mm de espessura e 85,5 mm de diâmetro externo. Para a análise da dureza Rockwell C longitudinal, foram feitos corpos-de-prova com aproximadamente 1 cm de largura, 7 cm de comprimento e 1,5 cm de altura. Em seguida, calculou-se a média, desvio padrão, coeficiente de variação e porcentagem de redução das durezas Rockwell C encontradas. Esse ensaio está de acordo com a norma ASTM E18-98.

3.9 Microdureza Vickers

Por meio do durômetro da marca Bueler, modelo Micromet 5114, foi possível obter os resultados de microdureza Vickers tanto transversal como longitudinal da peça. Aplicou-se uma carga de 0,5 kgf por 15 segundos. Foram medidos dez pontos espaçados de cada amostra na direção longitudinal e transversal do tubo de AID. Em seguida, calculou-se a média, desvio padrão e coeficiente de variação das microdurezas Vickers encontradas. As amostras transversais tinham as seguintes dimensões aproximadas: 4,5 cm de comprimento, 2 cm de largura e 1 cm de espessura, conforme Figura 34. Para a análise das microdurezas Vickers longitudinais, foram feitos corpos-

de-prova com aproximadamente 1 cm de largura, 7 cm de comprimento e 1,5 cm de altura, conforme Figura 35. Esse ensaio está de acordo com a norma ASTM E92-82.

3.10 Testes de Tração

Os testes de tração foram realizados na máquina universal de ensaios da marca EMIC, modelo DL 10000 com capacidade máxima de 100 KN, utilizando uma taxa de deformação de 1 mm/min. O programa utilizado para análise dos resultados foi o Tesc.

Para esse ensaio, calculou-se a média de três diâmetros mensurados em cada amostra, assim como a média de dois comprimentos. Essa análise foi feita por meio do projetor de perfis da NIKON modelo 6C com aumento de 10 vezes.

Foram feitos testes tanto nas partes que não sofreram curvamento por indução, quanto nas que sofreram. Três corpos-de-prova de cada região estudada foram confeccionados. É possível ver as dimensões em milímetros na Figura 36.

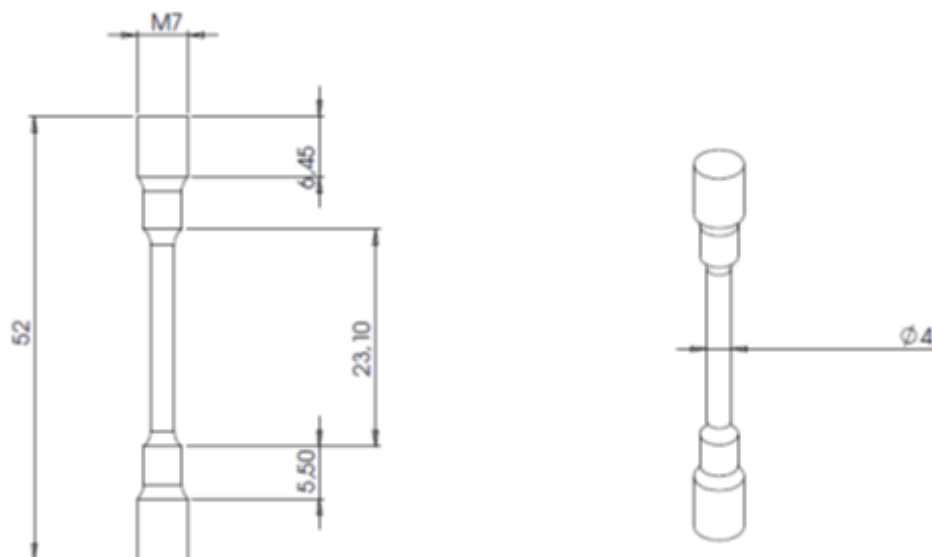


Figura 36. Geometria dos corpos-de-prova de tração.

4. RESULTADOS

4.1 Composição Química

A composição química do aço UNS S31803 estudado encontra-se na Tabela 7. Pelo resultado da análise química acima, comprova-se que se trata de um AID UNS S31803 ou SAF 2205. No qual os teores dos elementos de liga mais abundantes, são eles, cromo e níquel, estão de acordo com os teores encontrados na literatura (WALDÉN et al [1994] e SANDVIK [2012]), ou seja, aproximadamente, 22% e 5%, respectivamente.

Tabela 7. Composição química do aço UNS S31803 como recebido.

Elementos	%
C	0,027
Si	0,52
Mn	0,82
P	0,027
S	0,0039
Cr	22,29
Ni	5,41
Mo	3,03
Al	0,013
Cu	0,169
Co	0,049
Ti	<0,0010
Nb	<0,0040
V	0,060
W	0,031
Pb	<0,0030
B	0,0023
Sn	<0,0010
As	0,0067
Bi	<0,0015
Ca	0,0022
Fe	67,5
N	0,16

4.2 Microscopia Óptica

4.2.1 Transversal

Na Figura 37 é possível observar a micrografia da amostra como recebida, ou seja, sem passar pelo processo de curvamento. Observa-se a ferrita (matriz preta) e os grãos austeníticos (grãos brancos). Essa micrografia está de acordo com as encontradas para o mesmo aço por Sieurin et al (2006a).

As próximas micrografias são referentes à parte curvada da peça cortada transversalmente com aumento de 1000 vezes. Em todas as partes, tanto as intermediárias, como o intradorso e o extradorso (ver Figura 38, Figura 39 e Figura 40) observou-se o aumento do número e refino dos grãos austeníticos. Com base no diagrama trifásico da Figura 11 verifica-se que a austenita encontra-se no estado metaestável, pois existe uma tendência a formação austenítica a 1100°C para manter o equilíbrio de fases. Isso explica a maior concentração de austenita na área que sofreu aquecimento por indução eletromagnética. Além disso, a teoria das discordâncias sugere um aumento da precipitação em materiais que sofreram deformação, o que corrobora o aumento do número de grãos austeníticos na parte curvada do tubo. O refino do grão austenítico se confirma pelo resfriamento rápido que o tubo sofreu logo após o curvamento, o qual impediu o crescimento do grão.

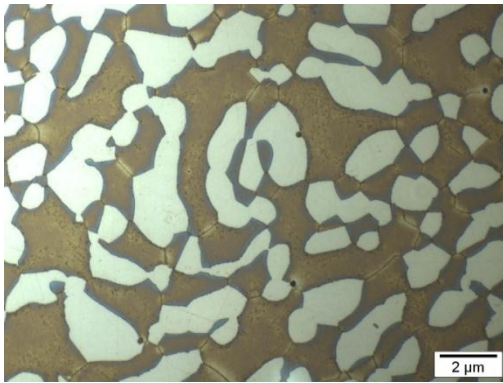


Figura 37. Amostra CR.



Figura 38. Amostra INT

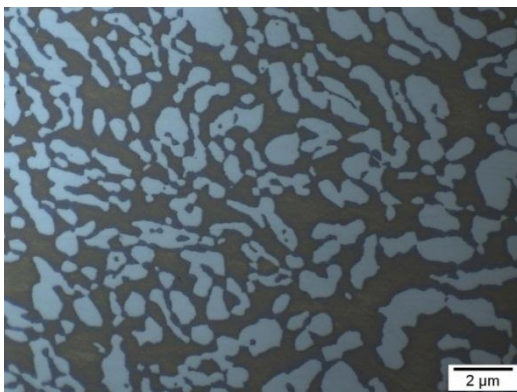


Figura 39. Amostra I.

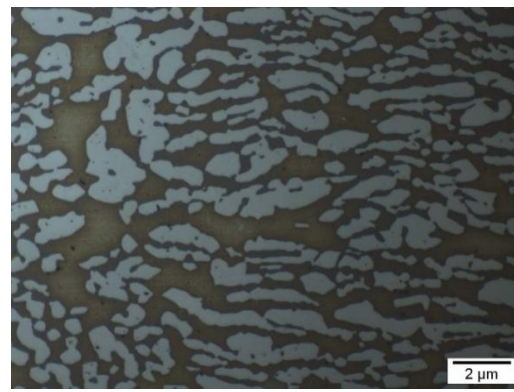


Figura 40. Amostra E.

O aumento da fração volumétrica de austenita sugere uma perda de resistência mecânica por parte do aço e ganho de tenacidade. Pois segundo Martins et al (2003), a ferrita oferece dureza e a austenita traz tenacidade ao material.

4.2.2 Longitudinal

Nas micrografias da Figura 41, Figura 42, Figura 43 e Figura 44 encontram-se as amostras longitudinais do tubo com aumento de 1000 vezes.

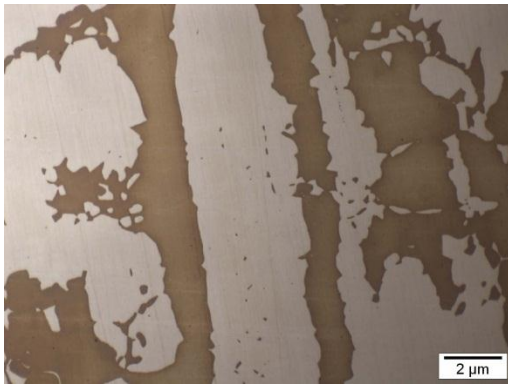


Figura 41. Amostra CR.



Figura 42. Amostra INT.

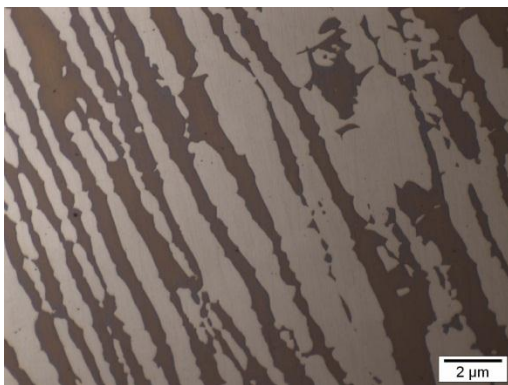


Figura 43. Amostra I.



Figura 44. Amostra E.

Em todas as micrografias longitudinais verificaram-se grãos austeníticos alongados. Esse resultado se deve ao processamento do tubo, o qual indica ter sido laminado. Nota-se que a micrografia da amostra CR (Figura 41) ilustra mais ferrita que as outras amostras, assim como as micrografias das amostras transversais. Os motivos que explicam esse aumento na concentração austenítica são os mesmos das amostras transversais, ou seja, o estado metaestável da austenita e a teoria das discordâncias. Sob altas temperaturas, a composição microestrutural dos aços de AID tende para o equilíbrio, ou seja, irá ocorrer maior formação de austenita. Além disso, a deformação provocada pelo curvamento aumenta o número de precipitações austeníticas. O resfriamento acelerado que a curva do tubo sofreu após o curvamento impediu o crescimento do grão austenítico, por isso o tamanho de grão austenítico é menor nas amostras da região curvada do que na região reta.

4.3 Fração de Área da Ferrita e Austenita

Nas Figura 45 é possível observar as frações de área transversal e longitudinal da austenita e ferrita das amostras CR, INT, I e E. Nota-se que a fração de área da ferrita é maior que a fração de área na austenita somente na amostra como recebida (CR) transversal, onde a fração de área da ferrita corresponde a 51,06% do total da amostra. Nas outras amostras (INT, I e E), tanto transversais quanto longitudinais, a fração de área de austenita é maior que a fração de ferrita.

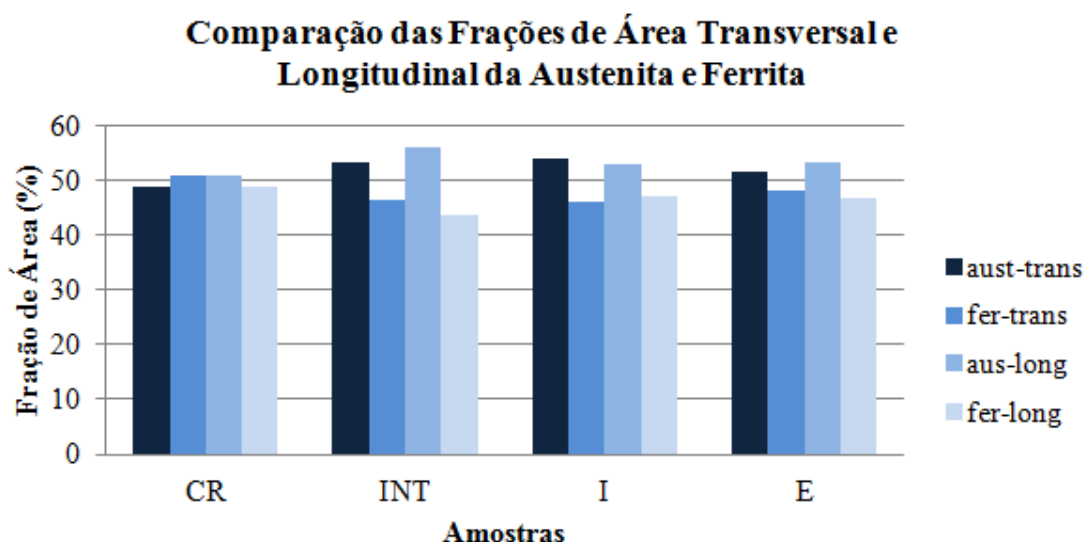


Figura 45. Frações de área transversal e longitudinal da austenita e ferrita.

Mesmo com o aumento na concentração de austenita, a amostra do extradorso (E) foi a que apresentou resultados mais próximos da amostra como recebida (CR), ou seja, as frações de área da austenita e da ferrita possuem valores semelhantes, tanto na direção transversal quanto longitudinal. No intradorso (I) e na região intermediária (INT), as diferenças entre as frações de área foram mais significativas.

A Tabela 8 abaixo demonstra quantitativamente essas diferenças das médias das frações de área, assim como, o desvio padrão e porcentagem de aumento da quantidade de austenita.

Tabela 8. Cálculos com as médias das frações de área transversal e longitudinal da austenita e ferrita.

Direção	Transversal							
Fases	Austenita				Ferrita			
Amostras	CR	INT	I	E	CR	INT	I	E
Média das frações de área (%)	48,94	53,52	53,98	51,82	51,06	46,48	46,02	48,18
Desvio padrão (%)	3,20	7,09	8,45	8,97	3,20	7,09	8,45	8,97
Aumento da qtde de austenita (%)	-	9,36	10,30	5,88	-	-	-	-
Direção	Longitudinal							
Fases	Austenita				Ferrita			
Amostras	CR	INT	I	E	CR	INT	I	E
Média das frações de área (%)	50,94	56,3	52,94	53,3	49,06	43,7	47,06	46,70
Desvio padrão (%)	10,61	7,55	4,23	3,94	10,61	7,55	4,23	3,94
Aumento da qtde de austenita (%)	-	10,52	3,93	4,63	-	-	-	-

Nota-se pelos resultados da direção transversal acima, que a porcentagem de aumento da fração austenítica foi bem menor na amostra do extradorso se comparada às amostras INT e I. Enquanto as amostras transversais da linha neutra da parte curvada (INT) e do intradorso sofreram aumento de mais de 9% de austenita, o aumento da concentração de austenita na amostra do extradorso ficou abaixo de 6%. Consideravelmente, essas diferenças não são significativas, pois estão muito próximas e sugerem resultados mecânicos próximos também.

Os resultados da direção longitudinal foram semelhantes aos resultados transversais. Todas as regiões curvadas apresentaram aumento na concentração de austenita. A

amostra INT foi a que apresentou maior aumento, com 10,52% a mais de austenita e a amostra I foi a que apresentou o resultado mais baixo, com 3,93% a mais de austenita.

Em relação aos resultados das frações de área da ferrita e austenita das amostras, pode-se concluir que a região curvada apresenta um pequeno aumento na concentração de austenita, em torno de 7,5%, em comparação com a região reta do tubo de AID UNS S31803.

Esses resultados corroboram as conclusões visuais retiradas por meio das micrografias.

4.4 Número de Grãos Austeníticos

Na Figura 46 encontram-se as médias dos números de grãos encontradas para as três micrografias estudadas de cada região transversal do tubo. Nota-se que a amostra CR possui o número de grãos reduzido em relação às outras. Esse resultado corrobora a teoria da deformação como fonte de discordâncias e a consequente maior taxa de nucleação devido à presença das mesmas (DIETER, 1981). Como a amostra CR não sofreu deformação mecânica, o número de grãos austeníticos é menor, pois houve pouca precipitação dos mesmos. Em relação às amostras da parte curvada, INT, I e E, as médias dos números de grãos foram bem próximas. Esse resultado pode ser explicado pelo resfriamento acelerado que o tubo sofreu após o curvamento por indução eletromagnética.

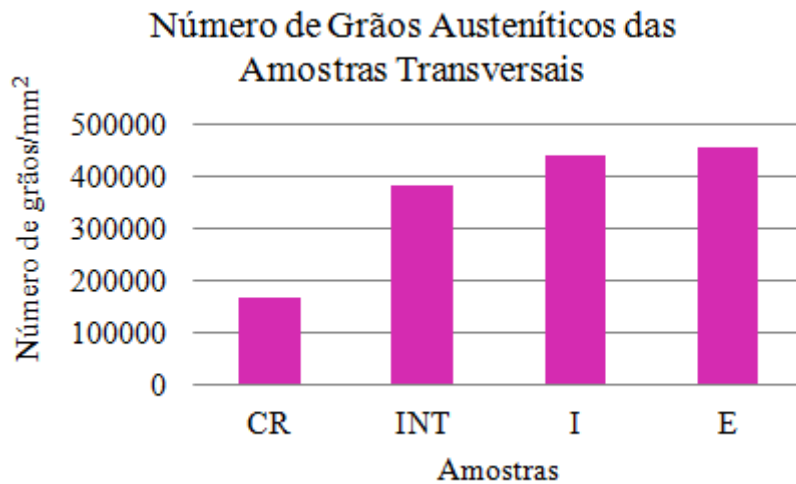


Figura 46. Número de grãos austeníticos das amostras transversais.

A Figura 47 mostra que a contagem do número de grãos das amostras longitudinais apresentou resultados semelhantes à contagem do número de grãos das amostras transversais, pois também apresentaram um maior número de grãos nas regiões onde o tubo está curvado. A explicação para esse fato se iguala à explicação das amostras transversais.

No entanto, os números de grãos são bem diferentes entre as amostras transversais e longitudinais. Enquanto que a amostra transversal CR apresenta 168776,37 grãos por mm², a amostra longitudinal CR apresenta 13272,73 grãos por mm², ou seja, mais que doze vezes menor que o número de grãos da mesma região do tubo, porém transversalmente.

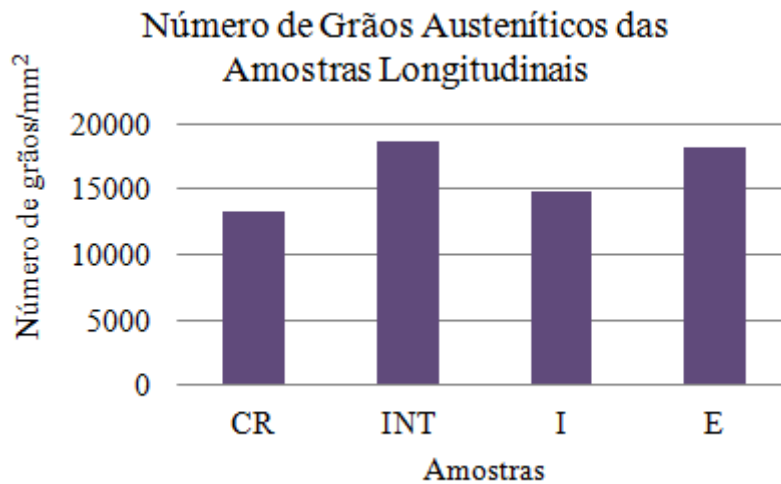


Figura 47. Número de grãos austeníticos das amostras longitudinais.

A Tabela 9 demonstra os valores encontrados para as médias dos números de grãos das amostras transversais e longitudinais do tubo, desvio padrão e aumento na quantidade de grãos austeníticos em relação à amostra CR.

Percebe-se que os desvios padrão das amostras transversais da parte curvada (INT, I e E) são altos. Isso se explica pela grande variação no número de grãos das diferentes micrografias retiradas. Apesar dessa diferença, é possível ter uma projeção de como seria a média do número de grãos na peça em si. O maior desvio padrão apresentado foi da amostra transversal I, com o valor de 212352,38 grãos/mm². Os desvios padrão das amostras longitudinais foram satisfatórios. Para as amostras longitudinais, o maior desvio padrão encontrado foi da amostra E com o valor de 3004,13 grãos/mm².

Como já foram vistos no gráfico da Figura 45, as amostras da parte curvada apresentaram números de grãos maiores que na amostra como recebida (CR). Nas amostras transversais foi onde a diferença foi mais expressiva, pois todas apresentaram um aumento de mais de 120% na quantidade de grãos. As amostras longitudinais da parte curvada também apresentaram mais grãos que a amostra CR, no entanto, a diferença não foi tão significativa. A amostra que apresentou maior aumento no número de grãos austeníticos foi a longitudinal do intradorso, com 41,10% de aumento.

Tabela 9. Valores das médias dos números de grãos (N_{Am}) das amostras transversais e longitudinais do tubo.

Direção	Transversal			
Amostras	CR	INT	I	E
N_A (grãos/mm ²)	168776,37	382135,18	441047,69	455377,76
Desvio padrão (grãos/mm²)	7296,51	150143,14	212352,38	146242,66
Variação do N_{Am} (%)	-	126,42	161,32	169,81
Direção	Longitudinal			
Amostras	CR	INT	I	E
N_A (grãos/mm ²)	13272,73	18727,27	14848,48	18181,82
Desvio padrão (grãos/mm²)	1272,73	1105,96	1289,93	3004,13
Variação do N_{Am} (%)	-	41,10	11,87	36,99

4.5 Tamanho de Grão Austenítico

4.5.1 Método dos Interceptos

O número de grãos, identificado pelo eixo das ordenadas, é uma medida qualitativa. Já que o programa mede o tamanho de um grão mais de uma vez e faz a média das medidas retiradas. Na prática, esse número representa quantas medidas foram realizadas de tamanho de grão, independente se foi ou não do mesmo grão. Os resultados encontrados para os números de grãos podem ser comparativos no mesmo gráfico, no entanto, os gráficos não podem ser comparados entre si.

4.5.1.1 Transversal

Os diagramas das Figura 48, Figura 49, Figura 50 e Figura 51 mostram a distribuição de tamanhos de grãos austeníticos das amostras transversais CR, INT, I e E, respectivamente.

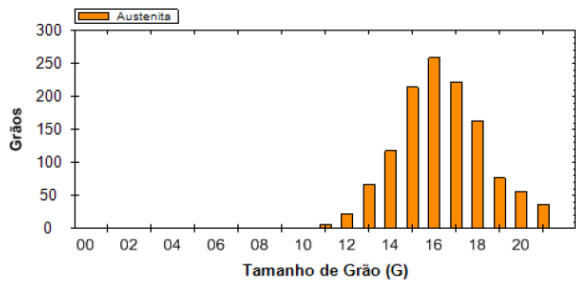


Figura 48. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra CR.

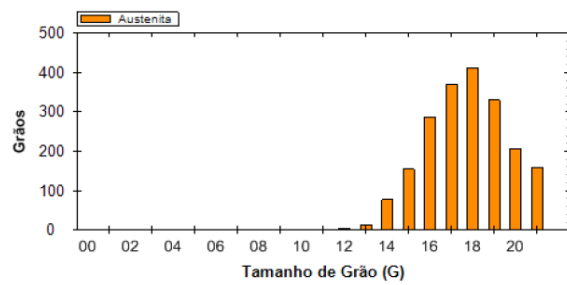


Figura 49. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra INT.

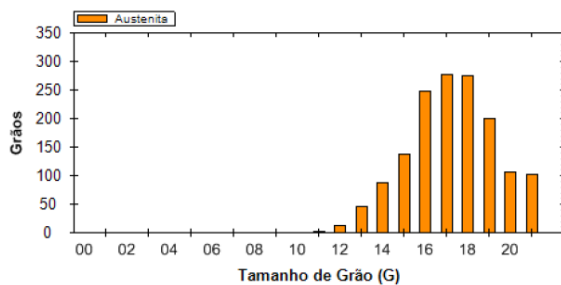


Figura 50. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra I.

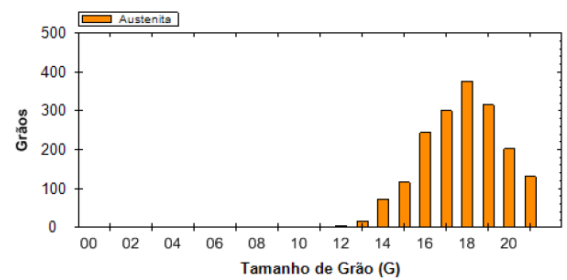


Figura 51. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra E.

Na Figura 48 é possível observar a distribuição de tamanhos de grãos austeníticos na amostra como recebida. Pelo diagrama, verifica-se que o tamanho G que mais se evidencia na região reta do tubo é o 16. Nos diagramas equivalentes às regiões da curva do tubo (Figura 49, Figura 50 e Figura 51), observa-se que o tamanho de grão G mais encontrado está entre 17 e 18. Ou seja, significa que os grãos austeníticos diminuíram de tamanho nas amostras INT, I e E. Como já foi dito anteriormente, o tamanho de grão G aumenta quando o intercepto linear médio diminui. O refino do grão austenítico era esperado, já que o tubo sofreu resfriamento rápido após o curvamento por indução eletromagnética, impedindo o crescimento do mesmo.

A Tabela 10 apresenta os valores do intercepto linear médio, tamanho de grão médio (G_m), variação dos tamanhos de grão em relação às amostras como recebidas e os desvios padrão dos tamanhos de grãos médios das amostras transversais retiradas do tubo de AID UNS S31803.

Tabela 10. Tamanhos de grãos austeníticos G ASTM médios transversais obtidos pelo método dos interceptos.

AUSTENITA TRANSVERSAL – 1000x				
Medidas	CR	INT	I	E
Intercepto Linear Médio (μm)	1,1	0,6	0,9	0,6
G_m	17,60	18,90	18,30	18,90
Varição do G_m (%)	-	7,39	3,98	7,39
Desvio Padrão do G_m	0,62			

Verifica-se pelos resultados acima que todas as amostras da região curvada sofreram o refino de grão. As amostras intermediárias e do extradorso da curva foram as que apresentaram reduções mais expressivas do tamanho de grão, ambas reduziram mais que 7% o seu tamanho de grão em relação à amostra CR. O desvio padrão das medidas do tamanho de grão G ASTM se manteve baixo. Esse resultado indica que transversalmente, o intradorso é o mais tenaz da região curvada, pois é o que possui o maior tamanho de grão austenítico (MARTINS et al, 2003).

4.5.1.2 Longitudinal

Nos diagramas da Figura 52, Figura 53, Figura 54 e Figura 55 estão ilustradas as distribuições dos tamanhos de grãos longitudinais austeníticos das amostras CR, INT, I e E, respectivamente.

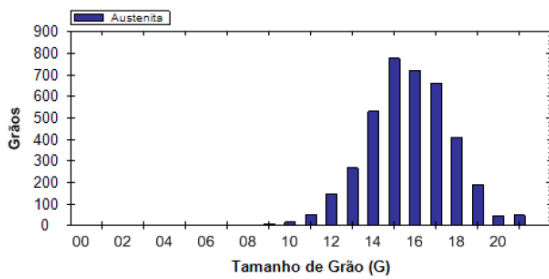


Figura 52. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra CR.

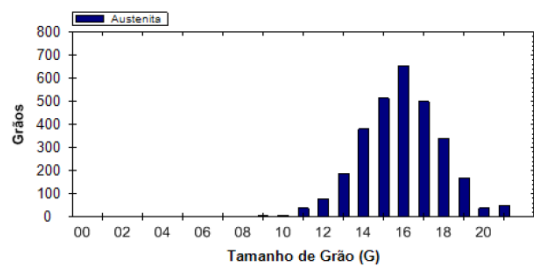


Figura 53. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra INT.

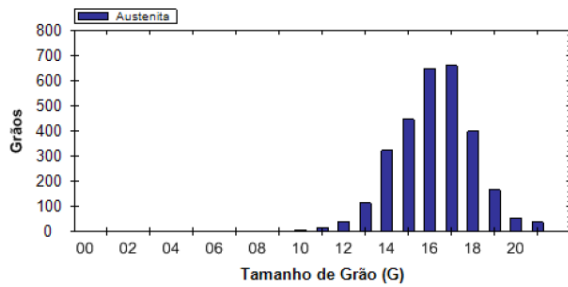


Figura 54. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra I.

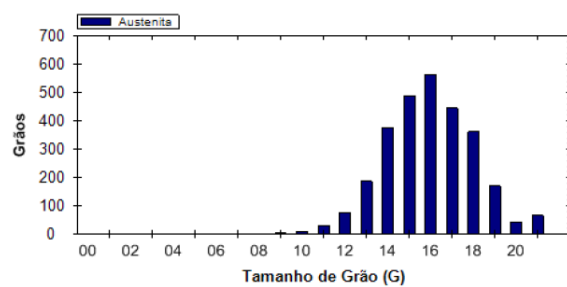


Figura 55. Distribuição de tamanhos de grãos austeníticos da amostra E.

Assim como na análise dos tamanhos de grão das amostras transversais, verifica-se que o tamanho de grão G mais presente na amostra CR é maior que o tamanho de grão mais presente nas outras amostras. Na prática, isso significa que houve um refino do grão austenítico nas amostras da região da curva, corroborando os resultados encontrados com a microscopia óptica e fração de área. Observa-se na distribuição da Figura 52 que o tamanho de grão G em maior evidência está próximo do 15, enquanto que nas outras distribuições, o tamanho de grão G em maior evidência aproxima-se do 16.

A Tabela 11 apresenta os valores do intercepto linear médio, tamanhos de grão médio (G_m), variação dos tamanhos de grão em relação às amostras como recebidas e os desvios padrão dos tamanhos de grãos médios das amostras longitudinais retiradas do tubo de AID UNS S31803.

Tabela 11. Tamanhos de grãos austeníticos G ASTM médios longitudinais obtidos pelo método dos interceptos.

AUSTENITA LONGITUDINAL - 200x				
Medidas	CR	INT	I	E
Intercepto Linear Médio (μm)	1,5	1,3	1,2	1,3
G_m	16,40	16,60	16,90	16,60
Variação do G_m (%)	-	1,22	3,05	1,22
Desvio Padrão do G_m	0,21			

Nota-se que o maior aumento do tamanho de grão G ASTM encontra-se na região do intradorso da curva do tubo, onde o aumento foi de 3,05% em relação à amostra CR. Assim como no estudo do tamanho de grão das amostras transversais, as amostras longitudinais da parte intermediária e do extradorso da curva apresentaram variações em relação ao tamanho de grão G ASTM da amostra CR maior que 1%. Na análise longitudinal, as regiões da parte intermediária e do extradorso são as mais tenazes da curva do tubo, já que possuem os maiores grãos austeníticos (MARTINS et al, 2003).

4.5.1.3 Comparação dos Tamanhos de Grão G ASTM Transversais e Longitudinais Calculados pelo Método dos Interceptos

A Figura 56 compara os tamanhos de grão austeníticos G ASTM das amostras transversais e longitudinais. Observa-se que as amostras transversais possuem tamanhos de grão G ASTM austeníticos superiores às amostras longitudinais. Na prática, os grãos transversais são bem menores que os longitudinais. Esse resultado é compreensível, visto que durante o processo de laminação do tubo ocorreu o alongamento dos grãos longitudinais.

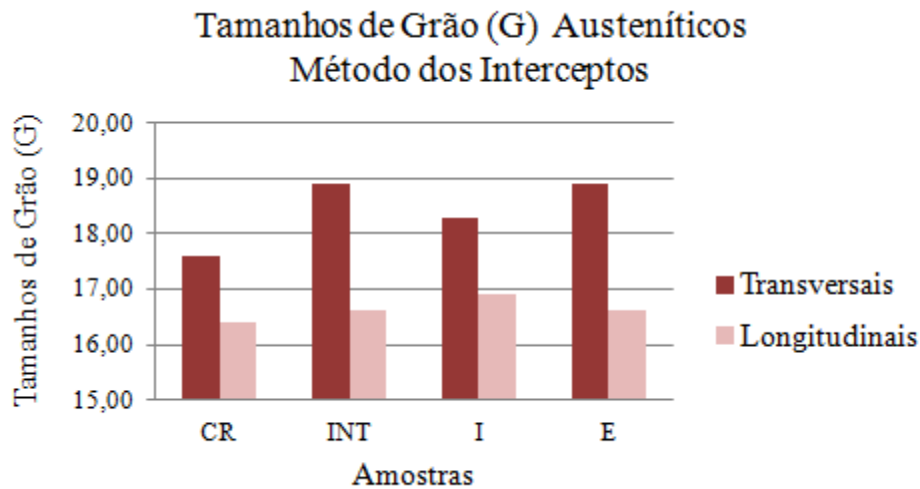


Figura 56. Comparação dos tamanhos de grãos G ASTM transversais e longitudinais da austenita obtidos pelo método dos interceptos.

Apesar das variações entre os tamanhos de grão G ASTM transversais e longitudinais, estas não foram significativas. Durante a aplicação, pode-se sugerir que o tubo apresentará desempenho mecânico semelhante por toda sua extensão transversal e longitudinal.

4.5.2 Método Planimétrico

4.5.2.1 Transversal

Os resultados dos tamanhos de grão G ASTM das três micrografias retiradas de regiões diferentes de cada amostra estudada, as médias desses tamanhos de grão G ASTM, desvio padrão e variação em relação à micrografia da amostra CR encontram-se na Tabela 12.

Tabela 12. Tamanhos de grãos austeníticos G ASTM médios transversais obtidos pelo método planimétrico.

Direção	Transversal			
	CR	INT	I	E
Micrografias				
G da Amostra 1	14,40	15,31	14,97	16,29
G da Amostra 2	14,48	16,13	16,40	15,66
G da Amostra 3	14,36	15,13	15,68	15,44
G_m	14,41	15,52	15,68	15,80
Desvio Padrão	0,06	0,53	0,71	0,44
Variação em relação ao CR (%)	-	7,71	8,82	9,62

Verifica-se que houve um refino de grão das amostras da região curvada do tubo em relação às amostras da parte reta (CR). Esse resultado corrobora os resultados encontrados pelo método dos interceptos. A redução de tamanho de grão austenítico mais expressiva foi do extradorso, apresentando um grão quase 10% menor que o da amostra CR. Os desvios padrão foram satisfatoriamente baixos de todas as micrografias.

4.5.2.2 Longitudinal

Os resultados dos cálculos dos tamanhos de grão G ASTM longitudinais das três micrografias retiradas de regiões diferentes de cada amostra estudada, as médias desses tamanhos de grão G ASTM, desvio padrão e variação em relação à micrografia da amostra CR encontram-se na Tabela 13.

Tabela 13. Tamanhos de grãos austeníticos G ASTM médios longitudinais obtidos pelo método planimétrico.

Direção	Longitudinal			
	CR	INT	I	E
Micrografias				
G da Amostra 1	10,74	11,14	10,76	11,21
G da Amostra 2	10,87	11,29	11,01	11,41
G da Amostra 3	10,60	11,28	10,93	10,93
G_m	10,74	11,24	10,90	11,18
Desvios Padrão	0,14	0,09	0,13	0,24
Variação em relação ao CR (%)	-	4,65	1,51	4,14

Observa-se que, assim como no método dos interceptos, as amostras da região intermediária e extradorso da curva apresentaram variações de tamanhos de grãos austeníticos em relação à amostra CR semelhantes. As duas regiões reduziram seu tamanho de grão em mais de 4%. O intradorso foi a região da curva que menos reduziu o tamanho de grão. O tamanho de grão G ASTM médio das micrografias das amostras ficou entre 10 e 12 e os desvios padrão foram baixos.

4.5.2.3 Comparação dos Tamanhos de Grão G ASTM Transversais e Longitudinais Calculados pelo Método Planimétrico

A Figura 57 apresenta a comparação entre as medições dos tamanhos de grão G ASTM austeníticos transversais e longitudinais obtidos pelo método planimétrico. Verifica-se que os resultados se assemelham com as análises consideradas pelo método dos interceptos, ou seja, as amostras transversais apresentaram grãos menores que as amostras longitudinais. Assim como foi dito para o estudo via método dos interceptos, as divergências entre os valores dos tamanhos de grão G ASTM são pouco significativas em termos de propriedades mecânicas, tanto entre os valores de mesma direção, quanto entre os valores de direções diferentes.

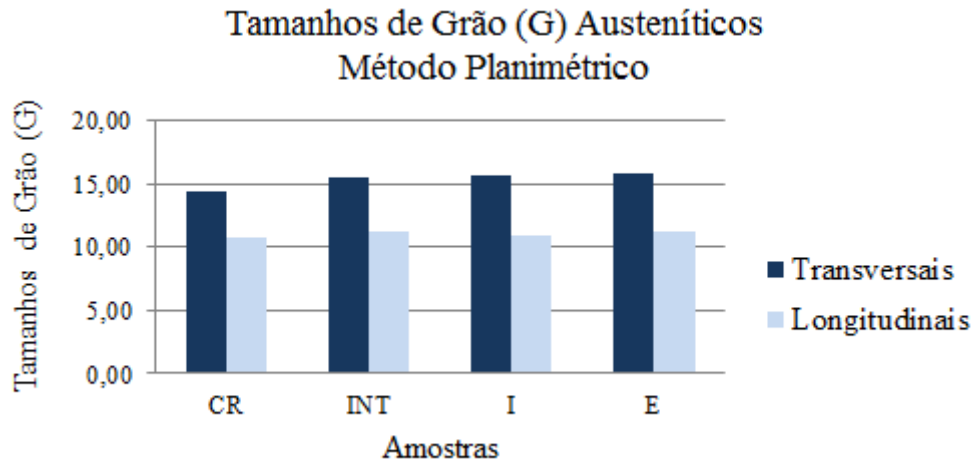


Figura 57. Comparação dos tamanhos de grãos G ASTM transversais e longitudinais da austenita obtidos pelo método dos interceptos.

4.5.3 Comparação Entre os Métodos

Foi feita uma análise entre os resultados obtidos dos tamanhos de grão G ASTM pelo método dos interceptos e método planimétrico. A comparação encontra-se na Figura 58.

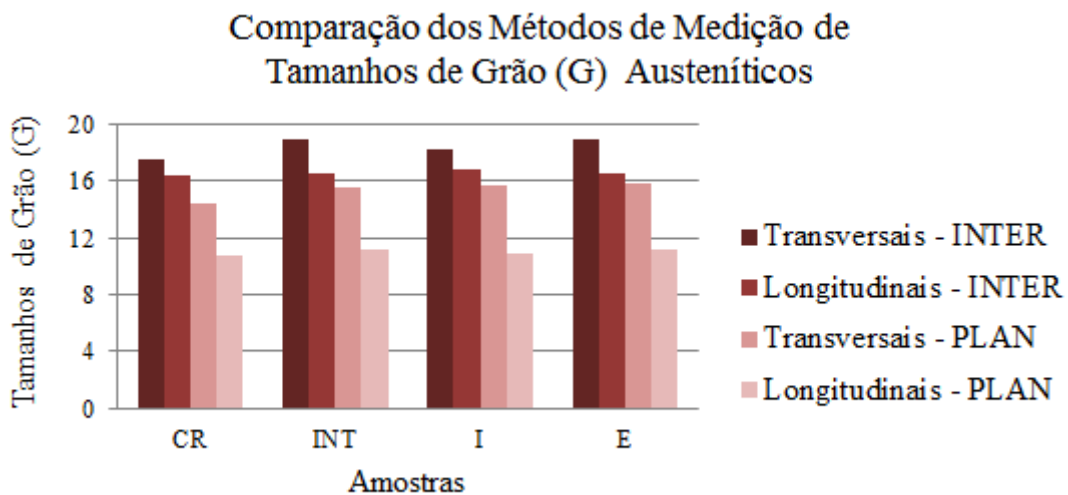


Figura 58. Comparação dos tamanhos de grão (G) obtidos pelos métodos dos interceptos e planimétrico.

Pode-se confirmar pelo resultados acima, que os grãos transversais são menores que os grãos longitudinais nos dois métodos. No entanto, os resultados obtidos via método dos interceptos encontrados pelo programa Metallographica da empresa SIM apresentaram valores de tamanho de grão G ASTM maiores que os resultados obtidos pelo método planimétrico, tanto para os grãos transversais quanto longitudinais.

Os tamanhos de grãos G ASTM austeníticos transversais foram aproximadamente 16,68% maiores no método dos interceptos se comparados aos tamanhos de grãos G ASTM obtidos pelo método planimétrico. Já os tamanhos de grãos G ASTM austeníticos longitudinais obtidos pelo método dos interceptos apresentaram um aumento de mais de 30% em relação aos tamanhos de grãos G ASTM obtidos pelo método planimétrico. Isso se verifica na Tabela 14.

Tabela 14. Variação dos tamanhos de grão entre os métodos dos interceptos e planimétrico.

	CR	INT	I	E	Média
Varição do G_{trans} (%) entre os métodos	18,13	17,88	14,31	16,42	16,68
Varição do G_{long} (%) entre os métodos	34,53	32,31	35,50	32,63	33,74

Segundo a norma ASTM E112-96 o método planimétrico é menos eficaz que o métodos dos interceptos, pois após a contagem de 100 grãos, o procedimento se torna tedioso e com menor acurária.

4.6 Dureza Rockwell C

A Figura 59 mostra as durezas das amostras transversais e longitudinais ao tubo de AID UNS S31803. Nota-se que os resultados foram bem próximos. A dureza transversal da amostra CR foi a maior e mais significativa de todas as medidas, apresentando como resultado uma dureza maior que 29,5 HRC, as outras medidas ficaram próximas de 28

HRC. Esse resultado corrobora as micrografias apresentadas anteriormente, assim como os resultados de fração de área, pois quanto maior for a concentração de ferrita, maior será a dureza do material e a amostra CR é a que apresenta maior concentração de ferrita. As amostras CR e I apresentaram dureza Rockwell C transversal maior que a longitudinal. As outras amostras, INT e E, apresentaram dureza Rockwell C longitudinal maior que a transversal. Apesar desses resultados serem contraditórios verifica-se que as durezas transversais e longitudinais são próximas e a diferença entre elas não é significativa.

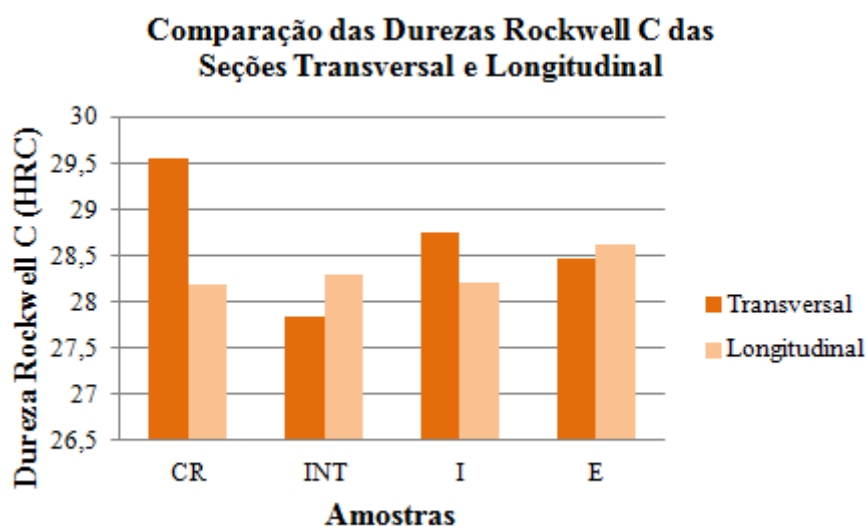


Figura 59. Durezas Rockwell C das amostras transversais e longitudinais.

Na Tabela 15 estão as durezas Rockwell C, desvio padrão e variação das resistências das amostras INT, I e E transversais e longitudinais em relação à parte reta (CR) do tubo de AID.

Percebe-se que a amostra da linha neutra (INT) foi a que obteve a redução mais significativa, apresentando uma dureza 5,82% menor que a amostra como recebida.

As amostras longitudinais da curva da peça apresentaram um aumento de dureza em relação a amostra da parte reta. A amostra do extradorso foi a que apresentou o maior aumento, com 1,53% mais resistência que a amostra CR. Esses resultados de dureza das

amostras longitudinais, podem ser explicados pelo refino e aumento do número de grãos austeníticos, informados nos ensaios anteriores. Os desvios padrão de todas as medidas de dureza foram baixos.

No entanto, essas discrepâncias são pouco significativas. Em relação à dureza Rockwell C, conclui-se que esse tubo durante a aplicação apresentará o mesmo desempenho mecânico na parte reta e curvada.

Tabela 15. Análise das durezas Rockwell C das amostras transversais e longitudinais.

Transversal				
Amostras	CR	INT	I	E
HRC	29,56	27,84	28,75	28,47
Desvio Padrão (HRC)	1,23	1,47	0,46	0,61
Variação da Resistência (%)	-	-5,82	-2,74	-3,69
Longitudinal				
Amostras	CR	INT	I	E
HRC	28,18	28,29	28,21	28,61
Desvio Padrão (HRC)	1,16	1,14	0,87	0,72
Variação da Resistência (%)	-	0,39	0,11	1,53

4.7 Microdureza Vickers

A Figura 60 mostra as microdurezas das partes reta e curvada do tubo de AID UNS S31803 foram semelhantes, exceto pela microdureza Vickers da amostra transversal da parte reta, a qual foi mais de 12% superior em relação às outras amostras. Esse resultado corrobora os resultados obtidos pela ensaio de dureza Rockwell C, no qual a amostra CR também apresentou a maior dureza. Como foi dito anteriormente, sugere-se a maior concentração de ferrita para explicação dessa dureza mais alta.

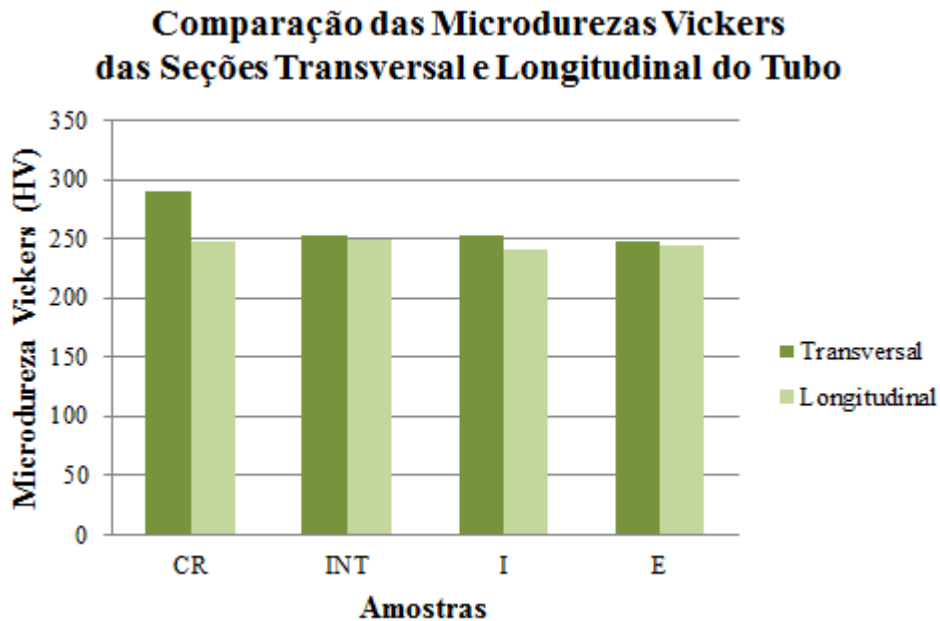


Figura 60. Resultados das microdurezas Vickers das seções transversal e longitudinal.

Na Tabela 16 encontram-se os resultados de microdureza Vickers, desvio padrão e variação das microdurezas entre as quatro regiões do tubo de aço UNS S31803. Os desvios padrão foram satisfatórios. As microdurezas das amostras longitudinais variaram até 3,26% em relação a amostra CR.

Tabela 16. Médias das microdurezas Vickers das amostras transversais e longitudinais.

Transversal				
Amostras	CR	INT	I	E
HVm	290,03	253,39	253,43	247,89
Desvio Padrão (HVm)	10,91	11,54	16,82	7,40
Variação da Resistência (%)	-	-12,63	-12,62	-14,53
Longitudinal				
Amostras	CR	INT	I	E
HVm	248,51	248,84	240,42	244,07
Desvio Padrão (HVm)	5,62	8,65	7,81	10,84
Variação da Resistência (%)	-	0,13	-3,26	-1,79

Em relação aos ensaio de microdureza Vickers, pode-se concluir que toda a extensão do tubo apresenta igual microdureza, tanto transversalmente, quanto longitudinalmente. As diferenças entre as microdurezas das quatro regiões estudadas foram muito pequenas para serem consideradas.

4.8 Testes de Tração

4.8.1 Parte Reta

Os resultados do ensaio de tração dos corpos-de-prova da parte reta do tubo encontram-se na Figura 61. Eles estão de acordo com a literatura (SANDVIK, 2012), a qual informa que o limite de escoamento mínimo é 485 MPa e a resistência a tração está entre 680 e 880 MPa. Os resultados das três amostras foram semelhantes.

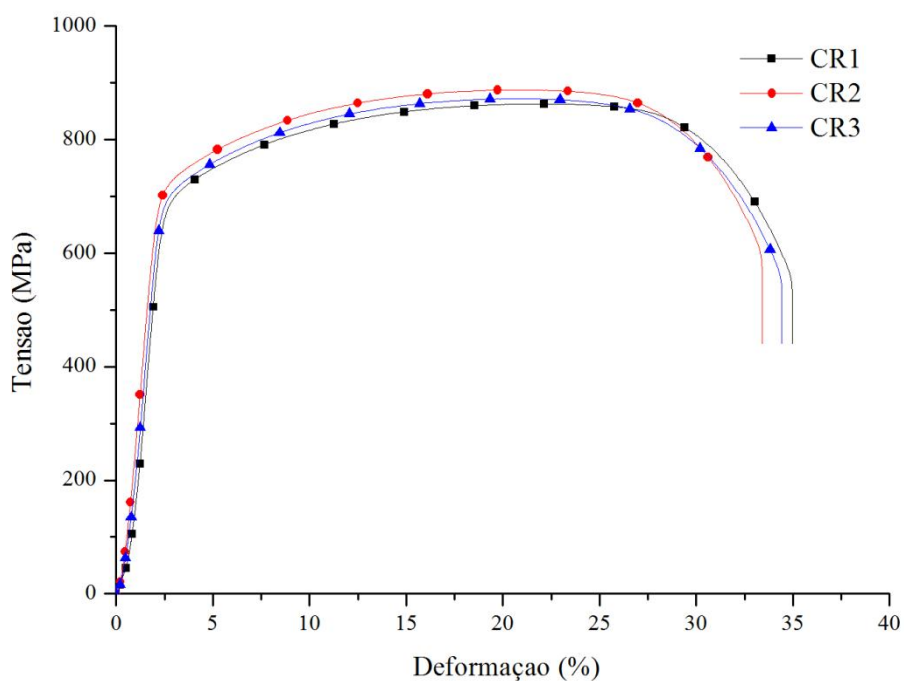


Figura 61. Resultados de tração dos cps da parte reta do tubo.

Na Tabela 17 estão os valores encontrados para as tensões do limite de escoamento (σ_{LE}) e limite de resistência (σ_R), porcentagem de alongamento dos três corpos-de-prova retirados da parte reta do tubo de AID UNS S31803. Além disso, encontram-se as médias e desvios padrão das tensões do limite de escoamento e resistência encontradas. Os resultados encontrados para a porcentagem de alongamento (média de 32,74%) das amostras do tubo estudado não se comparam com os resultados da literatura (mínimo de 25%). Isso se explica, pois os diâmetros dos corpos-de-prova de tração desse trabalho (4 mm) possuem um diâmetro menor que a da literatura (12,7 mm).

Tabela 17. Resultados do ensaio de tração da parte reta do tubo.

Amostras	CR1	CR2	CR3	Média	Desvio Padrão
σ_{LE} (MPa)	665,99	673,69	673,83	671,17	4,49
σ_R (MPa)	862,94	887,45	872,01	874,13	12,39
Along. (%)	33,4	31,89	32,92	32,74	0,77

A tensão do limite de escoamento média para o corpo-de-prova da parte reta do tubo foi de 671,17 MPa, a tensão máxima de resistência mecânica encontrada foi de aproximadamente 874,13 MPa e a média do alongamento máximo obtido foi de 33,4% da dimensão total do corpo-de-prova.

4.8.2 Linha Neutra

Na Tabela 18 encontram-se as médias e desvios padrão da tensão do limite de escoamento, da tensão máxima de resistência mecânica e do alongamento.

Tabela 18. Resultados do ensaio de tração da linha neutra do tubo.

Amostras	INT1	INT2	INT3	Média	Desvio Padrão
σ_{LE} (MPa)	574,16	599,79	615,10	596,35	20,69
σ_R (MPa)	793,72	832,91	819,62	815,42	19,93
Along. (%)	31,03	35,11	33,39	33,18	2,05

Verifica-se que a média das três medidas de tensão do limite de escoamento é aproximadamente 596,35 MPa e a média da tensão de resistência à tração máxima ficou em torno de 815,42 MPa. O alongamento médio encontrado para os três corpos-de-prova foi de 33,18%.

Os resultados do ensaio de tração dos corpos-de-prova das partes intermediárias da curva do tubo curvado encontram-se na Figura 62. Nota-se uma proximidade entre as curvas.

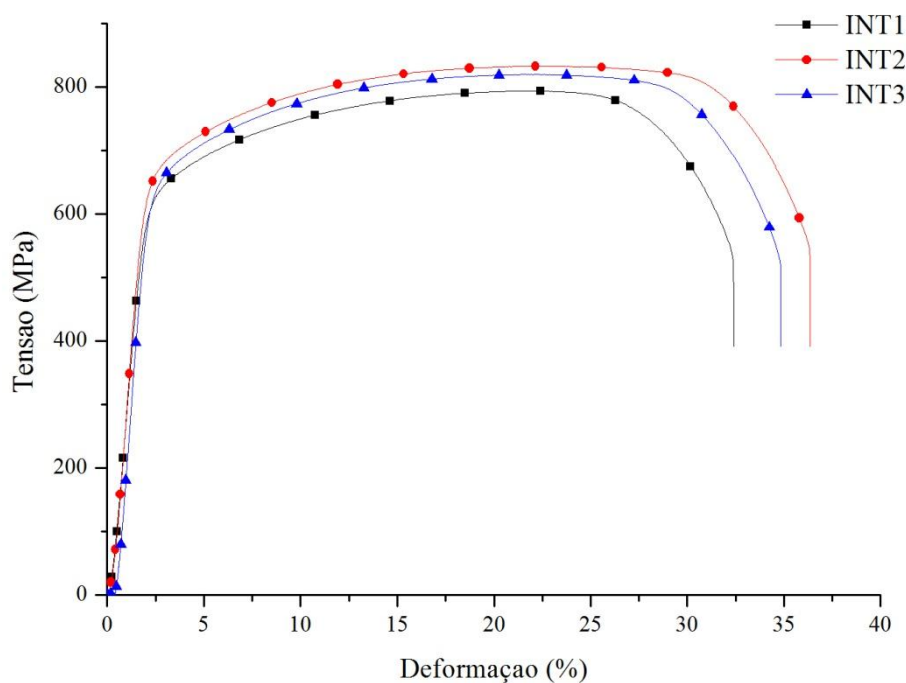


Figura 62. Resultados de tração dos cps da linha neutra do tubo curvado.

4.8.3 Intradorso

As curvas do ensaio de tração dos corpos-de-prova do intradorso do tubo curvado encontram-se na Figura 63. Verifica-se que a curva da amostra I3 se diferenciou bastante das outras duas curvas e também não é comparável aos gráficos anteriores. Por isso, seus resultados não participaram dos cálculos das médias da tensão do limite de escoamento, tensão de resistência máxima e alongamento. Atribui-se à essa divergência, as diformidades do corpo-de-prova geradas durante o torneamento ou erros de medição do diâmetro e comprimento do mesmo.

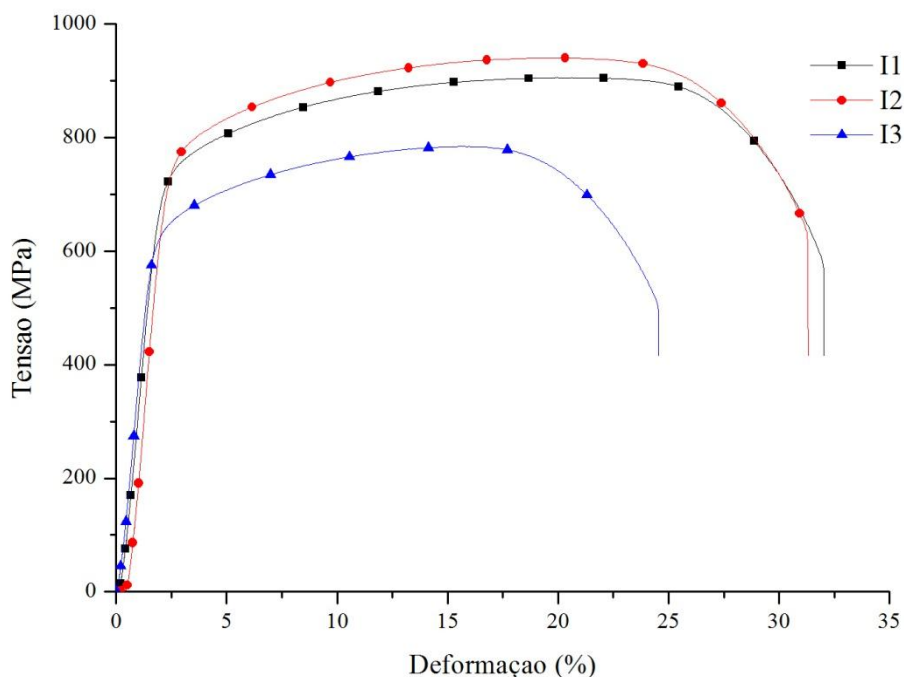


Figura 63. Resultados de tração dos cps do intradorso do tubo curvado.

Na Tabela 19 estão os valores encontrados para as tensões do limite de escoamento (σ_{LE}) e limite de resistência (σ_R), porcentagem de alongamento dos três corpos-de-prova retirados do intradorso da curva do tubo de AID UNS S31803. Além disso, encontram-

se as médias e desvios padrão das tensões do limite de escoamento e resistência encontradas.

Tabela 19. Resultados do ensaio de tração do intradorso do tubo curvado.

Amostras	I1	I2	I3	Média	Desvio Padrão
σ_{LE} (MPa)	679,72	672,23	592,05	675,98	5,30
σ_R (MPa)	905,47	940,25	784,40	922,86	24,59
Along. (%)	31,22	30,16	23,45	30,69	0,75

A tensão do limite de escoamento média para o corpo-de-prova do intradorso do tubo foi de 675,98 MPa, a tensão máxima de resistência mecânica encontrada foi de aproximadamente 922,86 MPa e a média do alongamento máximo obtido foi de 30,69% da dimensão total do corpo-de-prova.

4.8.4 Extradorso

Na Tabela 20 estão os valores encontrados para as tensões do limite de escoamento (σ_{LE}) e limite de resistência (σ_R), porcentagem de alongamento dos três corpos-de-prova retirados do extradorso da curva do tubo de AID UNS S31803. Além disso, encontram-se as médias e desvios padrão das tensões do limite de escoamento e resistência encontradas.

Tabela 20. Resultados do ensaio de tração do intradorso do tubo curvado.

Amostras	E1	E2	E3	Média	Desvio Padrão
σ_{LE} (MPa)	626,32	687,92	593,94	636,06	47,74
σ_R (MPa)	830,74	882,58	792,07	835,13	45,41
Along. (%)	32,51	30,35	32,31	31,72	1,19

Na Figura 64 encontram-se as curvas tensão *versus* deformação das amostras do extradorso da curva do tubo de AID UNS S31803. É possível perceber a semelhança entre as curvas encontradas e as curvas dos gráficos anteriores.

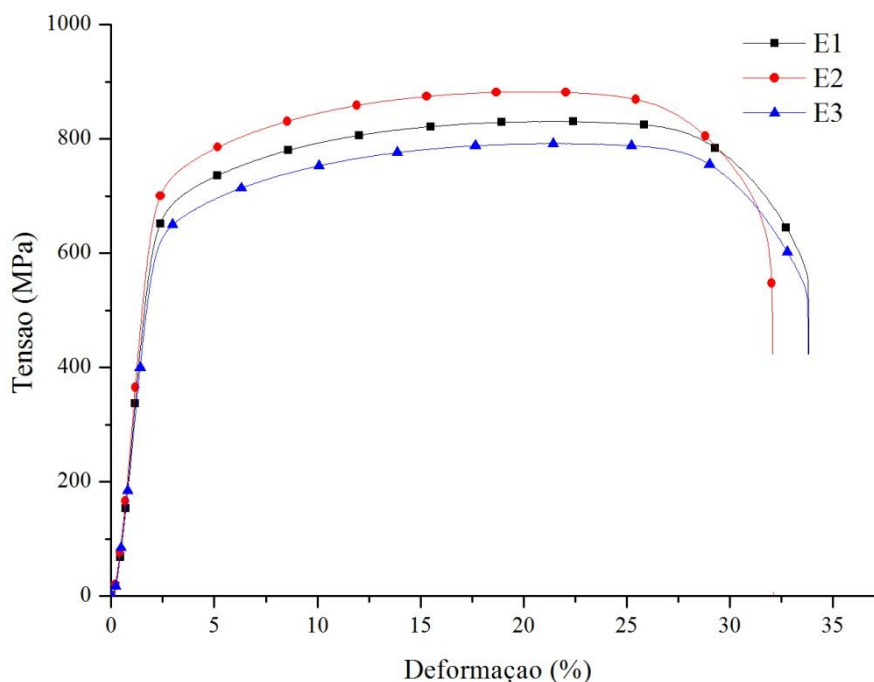


Figura 64. Resultados de tração dos cps do extradorso do tubo curvado.

4.8.5 Comparação Entre as Curvas de Resistência à Tração

Na Figura 65 encontram-se as curvas médias tensão *versus* deformação das quatro regiões estudadas: como recebida, intermediária, intradorso e extradorso. O intradorso foi a região que mostrou maior resistência à tração e a parte intermediária, apesar de mostrar menor resistência trativa entre as regiões estudadas, apresentou maior porcentagem de aumento de alongamento em relação à amostra CR, esse resultado é bastante satisfatório.

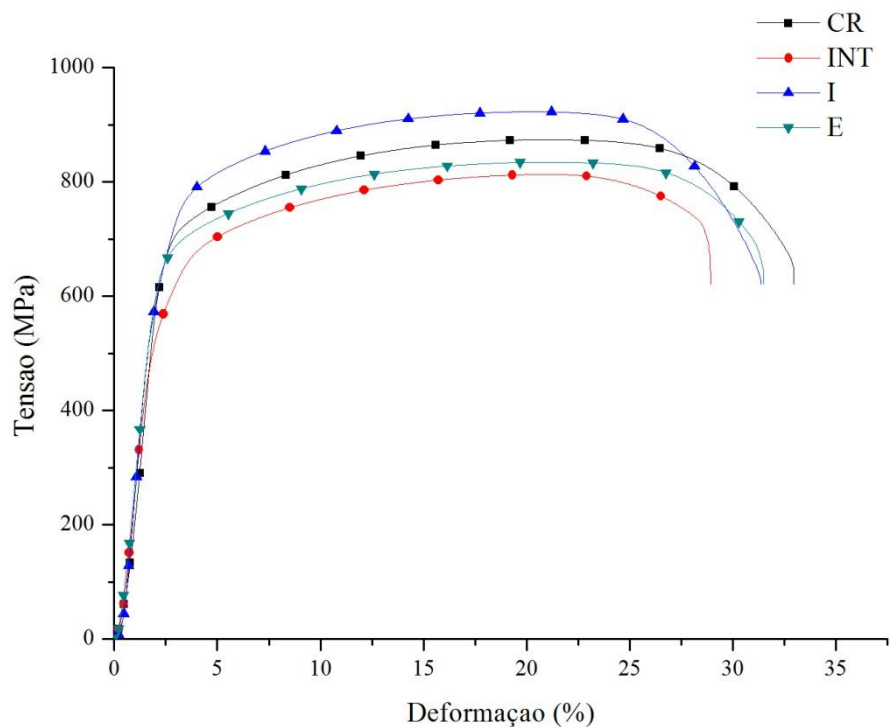


Figura 65. Resultados de tração de todos os cps do tubo.

No entanto, os resultados obtidos com o teste de tração não estão de acordo com os resultados de dureza Rockwell C e microdureza Vickers, os quais mostraram que a amostra CR é a que possui maior dureza e não a amostra I, como apresenta o ensaio de tração. Mais uma vez, os resultados são bastante próximos e por isso, pode-se considerar que não houve variação significativa de resistência à tensão máxima de tração entre as quatro regiões estudadas do tubo de AID UNS S31803.

A Tabela 21 apresenta os valores quantitativos das tensões do limite de escoamento, tensão de resistência máxima e porcentagem de alongamento obtidos com o teste de tração.

Tabela 21. Resultados do ensaio de todas as amostras do tubo curvado.

Amostras	CR	INT	I	E	Média	Desvio Padrão
σ_{LE} (MPa)	671,17	596,35	675,98	636,06	644,89	31,98
σ_R (MPa)	874,13	815,42	922,86	835,13	861,88	41,06
Along. (%)	32,74	33,18	30,69	31,72	32,08	0,96
Varição da σ_{LE} (%)	-	-11,15	0,72	-5,23	-	-
Varição da σ_R (%)	-	-6,72	5,57	-4,46	-	-
Varição do Along. (%)	-	1,34	-6,25	-3,10	-	-

Pode-se concluir com o ensaio de tração que não houve variação significativa entre as tensões do limite de escoamento, tensões máximas de resistência à tração e porcentagem de alongamento entre as amostras das quatro regiões estudadas. Ou seja, o tubo de aço inoxidável duplex estudado apresenta a mesma resistência mecânica por toda a sua extensão.

5. CONCLUSÕES

É possível concluir que devido ao resfriamento rápido, ao estado metaestável da austenita e à deformação sofrida com o curvamento por indução eletromagnética do tubo, os grãos austeníticos da curva são menores e estão em maior quantidade que na parte reta do tubo, tanto na direção transversal quanto longitudinal. Os números de grãos nas amostras da curva do tubo são mais que 120% maiores que o número de grãos na parte reta.

Os resultados de dureza Rockwell C, microdureza Vickers e resistência à tração foram bastante semelhantes entre as quatro regiões do tubo analisadas: parte reta, linha neutra, intradorso e extradorso. A dureza Rockwell C do tubo foi superior a 28 HRC. A microdureza Vickers encontrada para o perfil foi próxima de 250 HV. A tensão média do limite de escoamento encontrada para o material foi de 644,89 MPa, a tensão média de resistência máxima obtida foi de 861,88 MPa e o alongamento médio registrado para esse tubo foi de 32,08%.

De acordo com os resultados apresentados, o curvamento por indução não teve influencia negativa nas propriedades mecânicas do tubo analisado, tendo sido inclusive benéfica do ponto de vista microestrutural, pelo refino de grão da região tratada termicamente durante o curvamento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. A370-11a: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM International, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E8/E8M-09: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E18-98: Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials. ASTM International, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E92-82: Standard Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials. ASTM International, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E112-96: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International, 1996.

ASM Specialty Handbook. *Stainless Steels*. Autor: Joseph R. Davis. American Society for Metals, v. 1, pp. 236, 1995.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *Sistemas de gestão de qualidade – requisitos: NBR ISO 9001*. Rio de Janeiro, 2000.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *Indústrias de petróleo e gás natural — Curvas por indução para sistema de transporte por dutos*. ABNT NBR 15273:2011. Rio de Janeiro, 2011.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO AÇO INOXIDÁVEL. *Estatísticas Anuais: Consumo Brasileiro*. São Paulo: ABINOX, 2011. Disponível em: <<http://www.nucleinox.org.br>>. Acesso em: 23 de Outubro de 2011.

ATAMERT, S., KING J. E. “*Intragranular nucleation of austenite*”. Zeitschrift für Metallkunde, v. 82, pp. 230-239, 1991.

ATAMERT, S., KING J. E. “*Super duplex stainless steels. Part 1. Heat affected zone microstructures*”. Mater. Sci. Techn, v. 8 pp. 896-911, 1992.

CHARLES, J. “*Composition and properties of duplex stainless steels*”. Weld. World (UK), v. 36, pp. 43-54, 1995.

CHARLES J., Super duplex stainless steels: Structure and properties, Duplex Stainless Steels, vol. 2, pp. 3-48. Beaune, França, 1991.

CHARLES J. “Why and where duplex stainless steels”. In: Duplex Stainless Steels, vol. 1, pp. 29-42. Maastricht, Holanda, 1997.

CHARLES, J., BERNHARDSSON, S. *Super duplex stainless steels: structure and properties*. In: Duplex Stainless Steels'91, Beaune. Ed: Charles, J.; Bernhardsson, S. Les Ullis, França, Les Éditions de Physique, v.1, pp.3-48, 1991.

CHEN T. H., WENG K. L., YANG J. R. “*The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel*”. Mater. Sci. Eng. A, v. 338, pp. 259-270, 2002.

CHEN, T. H., YANG, J. R. “*Effects of solution treatment and continuous cooling on σ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel*”. Mater. Sci. Eng. A, v. 311 pp. 28-41, 2001.

CHEN, T. H., YANG, J. R. “*Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel*”. Mater. Sci. Eng. A., v. 338 pp. 166-181, 2002.

CORTIE, M. B., JACKSON, E. M. L. E. M. “*Simulation of the precipitation of sigma phase in duplex stainless steels*”. Metall. Mater. Trans. A, v. 28, pp. 2177-2484, 1997.

DIETER, G. E. “*Metalurgia Mecânica*”. Editora Guanabara Koogan S. A, 2ª ed. Rio de Janeiro, 1981.

DUPREZ, L., DE COOMAN, B. C., AKDUT, N. “Microstructural changes in duplex stainless steel during isothermal annealing”. In: 6th World Duplex Conference & Expo, pp. 355-365. Veneza, Itália, 2000.

DUPREZ, L., DE COOMAN, B. C., AKDUT, N. “*Redistribution of the substitutional elements during σ and χ phase formation in a duplex stainless steel*”. Steel research, v. 72, pp. 311-316, 2001.

EL KOUSSY, M. R., EL MAHALLAWI, I. S., KHALIFA, W., AL DAWOOD, M. M., BUECKINS, M. “*Effects of thermal aging on microstructure and mechanical properties of duplex stainless steel*”. Mater. Sci. Techn, v. 20, pp. 375-381, 2004.

ECKENROD, J. J. PINNOW, K. E. “Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel”. In: New developments in stainless steel technology, pp. 77-87. Detroit, 1984.

ERBING, M. L., GROTH, H. L. “*Duplex-un 'alternativa all' acciaio inossidabile 316 per il risparmio di peso in applicazioni offshore*”. L'acciaio inossidabile, v. 2, pp. 10-3, 1993.”

ERICSSON, C., SANDSTROM, R., SIEURIN H., LAGERQVIST, O., EISELE, U., SCIEDERMAIER, J., RUIZ, R. L. Material and welding data; Properties and test results, background document 3.5, EcoPress, European research 5th framework, 2003.

FONTANA, M. G., GREENE, N. D. *Corrosion Engineering*. Ed. McGraw-Hill Book Company. Nova York, 1967.

GANDRA, A. “*Consumo brasileiro de aço inoxidável retoma nível anterior à crise internacional*”. Publicado em 20 de setembro de 2010. Arquivo de Notícias. Agência Brasil – Empresa Brasil de Comunicação. Brasília, DF, Brasil, 2010a.

GANDRA, A. *Exploração do pré-sal abre oportunidades para o aço inox brasileiro*. Publicado em 20 de setembro de 2010. Arquivo de Notícias. Agência Brasil – Empresa Brasil de Comunicação. Brasília, DF, Brasil, 2010b.

GAO, N., BAKER, T. N. “*Influence of AlN Precipitation on Thermodynamic Parameters in C-Al-V-N Microalloyed Steel*”. ISIJ International, v. 37, n° 6, pp. 596-604, 1997.

HASHIMOTO, T., KOMIZO, Y., SAWAMURA, T., NAKADE, H., NAKATSUKA, Y. *High strength hot-bend pipe for arctic use*. Transactions ISIL, v. 26, 1986.

HERTZMAN, S., ROBERTS, W., LINDENMO, M. “*Microstructure and properties of nitrogen alloyed stainless steel after welding treatments*”. In: Duplex Stainless steels '86, pp. 257-263, Haia, Holanda, 1986.

HERTZMAN, S., FERREIRA, P. J., BROLUND, B. “*An experimental and theoretical study of heat-affected zone austenite reformation in three duplex stainless steels*”. Metall. Mater. Trans. A, v. 28, pp. 277-285, 1997.

HERTZMAN, S. “*The influence of nitrogen on microstructure and properties of highly alloyed stainless steel welds*”. ISIJ Int., v. 41, pp. 580-589, 2001.

HONG, S. G., JUN, H. J., KANG, K. B., PARK, C. G. “*Evolution of precipitates in the Nb-Ti-V microalloyed HSLA steels during reheating*”. Scripta Materialia, v.48, pp. 1201-1206, 2003.

HOFFMEISTER, H., LOTHONGKUM, G. “*Quantitative effects of nitrogen contents and cooling cycles on δ - γ transformation, chromium nitride precipitation and pitting corrosion after weld simulation of duplex stainless steels*”. In: Duplex Stainless steels '94, 2, Glasgow, Escócia, 1994.

HU, Z., LI, J. Q. *Computer simulation of pipe bending process with small bending radius using local induction heating*. Journal of Materials Processing Technology, v. 91, pp. 75-79. Beijing, China, 1999.

HUANG, C.-S., SHIH, C.-C. “*Effects of nitrogen and high temperature aging on σ -phase precipitation of duplex stainless steel*”. Mater. Sci. Eng. A, v. 402, pp. 66-75, 2005.

JOSEFSSON, B., NILSSON, J.-O., WILSON, A. “Phase transformations in duplex steels and the relation between continuous cooling and isothermal heat treatment”. In: Duplex Stainless Steels '91, v. 1, pp. 67-78. Beaune, França, 1991.

KONDO, J., BAGAE, M., HIRANO, O., TAKAGISHI, M. “The state of art of induction bent pipe”. In: 4th International Offshore and Polar Engineering Conference. Osaka, Abril, 1994.

KUZUCU, V., CEYLAN, M., AKSOY, M., AKSOY, I., KAPLAN, M. “*Investigation of the microstructures of iron based wrought Cr-Ni-Mo duplex alloy*”. Journal of Materials Processing Technology, v.69, pp. 247-256, 1997.

LEE, K. M., CH, O H. S., CHOI, D. C. “*Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite*”. J. Alloys Comp., v. 285, pp. 156-161, 1999.

LEFFLER, B. “*Alloy 2205 for marine chemical tankers*”. Materials performance, pp.60-73, 1990.

LI, X., MIODOWNIK, A. P., SAUNDERS, N. “*Modelling of materials properties in duplex stainless steels*”. Mater. Sci. Technol., v. 18, pp. 861-868, 2002.

LIMA, D. B. P. L. “*Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável superduplex UNS S32750*”. Tese de M.Sc., Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, UFPR, 2006.

MARTINS, M., BONAVINA, L. F., “Efeito da temperatura na microestrutura do aço ASTM A890 GR 6A”. In: 58^o CONGRESSO ANUAL DA ABM, 21 a 24 de Julho de 2003. Rio de Janeiro, Brasil.

MARTINS, M., CASTELETTI, L. C. “Aços inoxidáveis duplex e super duplex - Obtenção e caracterização”. Revista Fundação e Serviços, ano 17, nº 169. Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007.

MEIRELES, A. M. *Avaliação dos parâmetros de curvamento por indução em tubos de classe API 5L X80*. Tese de Mestrado. Departamento de Ciência e Tecnologia. Instituto Militar de Engenharia. Rio de Janeiro, 2009.

MICHALSKA, J., SOZANSKA, M. “Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel”. *Materials Characterization*, v. 56, pp. 355-362. Novembro, 2005.

MUTHMANN E., GRIMPE, F. Fabrication of hot induction bends from LSAW large diameter pipes manufactured from TMCP plate. In: Oil & Gas International Symposium, Microalloyed Steels. Araxá, Brasil, 2006.

MUTHUPANDI, V., BALA SRINIVASAN, P., SHANKAR, V., SESHADRI, S. K., SUNDARESAN, S. “Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals”. *Mater. Lett.*, v. 59, pp. 2305-2309, 2005.

NASCHPITZ, L., VIEIRA, C. R. T. e HASHIMOTO, N. 2006. *Qualificação de curvamento de tubos API 5L X70 PSL 2 – Ø 28”x 0,625” WT pelo processo de indução por alta frequência*. Primus Processamento de Tubos S.A. Rio de Janeiro, RJ, 2011. Disponível em: <<http://www.gasnet.com.br/conteudo/2657>>. Acesso em: 21 de outubro de 2011.

NASCIMENTO, A. M., MACHADO, J. P. S. E., SOBRAL A. V. C. ABREU, H. F. G. *Estudo das transformações de fases do aço inoxidável duplex UNS S31803 quando submetido a altas temperaturas*. *Rev. Technol.*, v. 24, pp. 13-22, 2003.

NICHOLLS, J. M. *Corrosion properties of duplex stainless: general corrosion, pitting and crevice corrosion*. In: Proc. 4th International Conference on Duplex Stainless Steels. Glasgow, Escócia. Novembro, 1994.

NICODEMI W., ROBERTI R., LA WECCHIA G. M., Duplex Stainless Steel Microstructure and Toughness, In: Applications of Stainless Steel, vol. 1, pp. 270-279. Estocolmo, Suécia, 1992.

NILSSON, J. O. “*Super duplex stainless steel*”. Materials Science and Technology, v. 8, pp. 685-700. Agosto, 1992.

NILSSON, J.-O., WILSON B., JOSEFSSON B., THORVALDSSON T. “Relationship between pitting corrosion, toughness and microstructure for isothermally heat treated super duplex stainless steel”. Applications of Stainless Steel '92, v. 1, pp. 280-289. Stockholm, Sweden, 1992.

NILSSON, J. O. *Physical metallurgy of duplex stainless steels*. In: Proceedings Duplex Stainless Steel 97, 5th World Conference, pp. 73-82. Maastricht, Holanda. Outubro, 1997.

NORDSTROM, 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, pp. 7-12, 1995.

NYSTRÖM M., KARLSSON B., WASÉN J., “The Mechanical Properties of a Duplex Stainless Steel”. In: Nordic Symposium on Mechanical Properties of Stainless Steels. Sigtuna, Sweden, pp. 70-87, 1990.

OCEANEERING. *Marine Production Systems*. Louisiana, Estados Unidos. Disponível em: <<http://www.oceaneering.com/subsea-products/subsea-field-development-hardware/flowline-connection-systems/>>. Acesso em: 29 de novembro de 2011.

OFFSHORE. *World Trends and Technology for Offshore Oil and Gas Operations*. Disponível em: <<http://www.offshore-mag.com/index/article-display/7751990576/>>

articles/Shell/Perdido/Features/The_Subsea_System.html>. Acesso em: 29 de novembro de 2011.

OUTOKUMPU. Steel Distributors. “*Duplex Stainless Steel*”. Disponível em: <<http://www.outokumpu.com/29153.epibrw>>. Acesso em 14 de fevereiro de 2012.

PINTO, T. B. “*Comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 sob a influência da temperatura e precipitação de fases frágeis*”. Tese de D.Sc., Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, UNICAMP, 2006.

PINTO, P. S. G., “*Avaliação da resistência ao impacto de juntas de aço inoxidável superduplex soldadas por GMAW pulsado com diferentes misturas gasosas*”. Tese de M.Sc., Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais , PPGEM/UFRGS, 2009.

PROTUBO. *Piping Engineering Solutions*. Rio de Janeiro, 2012. Disponível em: <<http://www.protubo.com.br> >. Acesso em: 7 de janeiro de 2012.

SANDVIK STEEL. *Corrosion Handbook Stainless Steels*. Sandvikens Tryckeri. Sandviken, Suécia. Março, 1999.

SANDVIK. *Tube – Duplex Stainless Steel. Sandvik SAF 2205*. Sandviken, Suécia. Janeiro, 2012. Disponível em: <<http://www.smt.sandvik.com/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/sandvik-saf-2205/>>. Acesso em 21 de janeiro de 2012.

SENATORE, M., FINZETTO, L., PEREA, E. “*Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L*”. In: *anais do VII Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável*. São Paulo, SP, Brasil. Novembro, 2006.

SHEK, C. H., WONG, K. W., LAI, J. K. L. “*Review of temperature indicators and the use of duplex stainless steels for life assessment*”. *Materials Science & Engineering*, v. 19, pp. 1850-1860, 2009.

SIEURIN, H. “*Fracture toughness properties of duplex stainless steels*”. Tese de D.Sc., Royal Institute of Technology. Stockholm, Suécia. Maio, 2006.

SIEURIN, H., SANDSTROM, R. “*Austenite reformation in heat-affected zone of duplex stainless steel 2205*”. *Materials Science and Engineering*, v. A418, pp. 250-256, 2006a.

SIEURIN, H., SANDSTROM, R. “*Fracture toughness of a welded duplex stainless steel*”. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 73, pp. 377-390, 2006b.

SIEURIN, H., SANDSTROM, R. “*Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205*”. *Materials Science & Engineering*, v. A444, pp. 271-276, 2006c.

SILVA, B. R. S. “*Susceptibilidade a Fragilização pelo Hidrogênio em Tubos de Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750 Sob Tensão Mecânica*”. Projeto de Graduação. Departamento de Metalurgia e Materiais, Escola Politécnica, UFRJ, 2011.

SIM. *Soluções Inteligentes em Materiais*. Rio de Janeiro, Brasil. Fevereiro, 2012.

SMUK O., “*Microstructure and properties of modern P/M super duplex stainless steels*”. Tese de Doutorado, Departamento de Ciência dos Materiais, KTH. Estocolmo, Suécia, 2004.

SOLOMON, H. D. DEVINE, T. M., “*Duplex Stainless Steel – A tale of two phases*”. In: *Proc. Conf. Duplex Stainless Steel’82*, ed. Lula, R. A., ASM, Materials Park, pp. 693-756. OH, EUA, 1984.

STAINLESS STEEL WORLD. “*High performance stainless steels*”. Disponível em: <<http://www.stainless-steel-world.net/pdf/11021.pdf>>. Acesso em 14 de fevereiro de 2012.

TEIGA, A. F. S. 2009. *Análise de tensões em tubos curvos sob flexão no plano de curvatura*. Tese de M.Sc., Universidade de Aveiro, Aveiro, Portugal.

THORVALDSSON, T., ERIKSSON, H., KUTKA, J., SALWÉN, A. “Influence of microstructure on mechanical properties of a duplex stainless steel”. In: *Stainless Steel*, v. 1, pp. 101-105. Göteborg, Suécia, 1984.

VANDER VOORT, G. F., JAMES, H. M. “Wrought Stainless Steels”. In: *Metals handbook*. 9 ed. American Society for Metals, v. 9, pp. 279-187. Ohio, 1992.

WANG, Q. F., ZHANG, C. Y., ZHAO, S. J., ZHAO, X. Q., YAN, S. Z. “Refinement of Steel Austenitic Grain Under an Extremely High Degree of uperheating”. In: *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium 2007*.

WALDÉN, B., NICHOLLS, J. M. “*The Sandvik duplex family of stainless steel. Summary of data*”. Publicação S-51-53 da AB, Sandvik Steel, Suécia, 1994.

ZUCATO, I., MOREIRA, M. C., MACHADO, I. F., LEBRÃO, S. M. G. *Microstructural characterization and the effect of phase transformation on toughness of the UNS S31803 duplex stainless steel aged treated at 850 °C*. *Materials Research*, v. 5, pp. 385-389, 2002.