

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO ESCOLA POLITÉCNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Aplicação de aços de alta resistência em dutos de transporte de óleo e gás:
Implicações sobre o projeto e construção

Lucas Nobumichi Yshii

Mario Sergio Giancoli Chiodo

São Paulo

2007

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO ESCOLA POLITÉCNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Aplicação de aços de alta resistência em dutos de transporte de óleo e gás:
Implicações sobre o projeto e construção

Trabalho de formatura apresentado à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
obtenção do título de Graduação em Engenharia.

Lucas Nobumichi Yshii
Mario Sergio Giancoli Chiodo

Orientador: Prof. Claudio Ruggieri, Ph. D.

Área de concentração:
Engenharia Mecânica

São Paulo
2007

FICHA CATALOGRÁFICA

Yshii, Lucas Nobumichi

Aplicação de aços de alta resistência em dutos de transporte de óleo e gás: implicações sobre o projeto e construção / L.N.

Yshii, M.S.G. Chiodo. – São Paulo, 2007.

p.96

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.

1.Laminação 2.Aço de alta resistência 3.Viabilidade econômica 4.Processos de fabricação I.Chiodo, Mario Sergio Giancoli II.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica III.t.

RESUMO

Com a crescente demanda por gás natural e petróleo no Brasil e com os objetivos de aumentar a eficiência operacional e reduzir custos, é interessante a utilização de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) na fabricação das linhas dutoviárias como uma maneira eficaz para a operação a altas pressões e vazões com menor peso e menores custos construtivos. Entretanto, apesar da crescente utilização de aços ARBL de elevado grau (API 5L X80 e X100) em outros países, estes ainda não são muito aplicados no Brasil, principalmente devido ao desconhecimento quanto à viabilidade de produção, soldagem e instalação em campo. Como um passo nesta direção este trabalho realizará um estudo que comprove a aplicabilidade dos aços de alta resistência no Brasil. O objetivo central deste trabalho é apresentar um estudo preliminar que servirá de base para a discussão dos problemas anteriormente citados e sugestão de alternativas que viabilizem a utilização dos aços ARBL.

ABSTRACT

With the increasing demand for natural gas and oil in Brazil and with the objectives to increase the operational efficiency and to reduce costs, the use of high strength low alloy (HSLA) steels is interesting in the manufacture of pipelines as an efficient way for the operation at high pressures and outflows with lesser weight and minors constructive costs. Although the increasing use of HSLA steels of high grade (API 5L X80 and X100) in others countries, they aren't much applied in Brazil, mainly because of the unknown viability of production, welding and installation in field. As a step in this direction this work will do a study that proves the applicability of high strength steels in Brazil. The central objective of this report is to present a preliminary study that will serve as a base to discuss the problems previously cited and to suggest alternatives that make possible the use of HSLA steels.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Graus típicos, uso e classes de tubos.	6
Tabela 2 – Especificações para o aço API 5L X80.	26
Tabela 3 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80– contendo 0,05%C.[16]	28
Tabela 4 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – contendo 0.08%C.[16]	28
Tabela 5 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X100 – contendo 0,05%C.[16]	29
Tabela 6 - Composição química (%massa) do aço API 5L X80 – Bufalini et al.[16]	29
Tabela 7 - Propriedades mecânicas da chapa do aço API 5L X80 – Bufalini et al.[160]	30
Tabela 8 - Propriedades mecânicas do tubo do aço API 5L X80 – Bufalini et al.[16]	30
Tabela 9 - Parâmetros utilizados na laminação controlada para obtenção das ligas do aço API 5L X80 – Park et al.[18].....	31
Tabela 10 - Composição química (%massa) do aço API 5L X80 – Park et al.[18]..	31
Tabela 11 - Propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – Park et al.[18].....	31
Tabela 12 - Parâmetros utilizados na laminação controlada para obtenção das ligas do aço API 5L X80 – Lazzari et al.[19]	35
Tabela 13 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil – dados de 1986.[19]	36
Tabela 14 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil – dados de 2002.[20]	38
Tabela 15 - Parâmetros da simulação do processo UOE [34].....	58
Tabela 16 - Propriedade mecânica dos materiais utilizados na simulação.	59
Tabela 17 - Coeficiente de encruamento.....	59
Tabela 18 - Valores da restituição elástica da placa ao longo do processo UOE.	62
Tabela 19 - Resultados da primeira e segunda restituição elástica total e percentual relativo.	69
Tabela 20 - Exemplos de dutovias que utilizaram o projeto baseado em deformações [38].	76
Tabela 21 - Parâmetros da simulação do processo UOE [7].....	80
Tabela 22 - Resultados de deformações residuais máximas e percentuais máximos relativos.	81

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Traçado geral do gasoduto Venezuela – Cone Sul [4].	2
Figura 2 - Possibilidade de economia de material através do uso de aços de alta resistência [6].	4
Figura 3 - Classe típica de aços API vs. limite de escoamento.	7
Figura 4 – Desenvolvimento dos aços ARBL.	8
Figura 5 - Efeitos da microestrutura sobre a resistência mecânica e a tenacidade.	9
Figura 6 – Microestrutura de aços normalizados, tratados termomecanicamente e submetidos a resfriamento acelerado.	10
Figura 7 – Microscopia eletrônica de transmissão da microestrutura da ferrita e da bainita.	11
Figura 8 – Tamanho de grão da ferrita e da bainita.	12
Figura 9 – Densidade de discordâncias da ferrite e bainita.	13
Figura 10 – Diagrama CCT para aços Mn-Ni-Mo-Nb.	14
Figura 11 – Diagrama CCT de aços MnNb submetidos ao processo de resfriamento acelerado.	15
Figura 12 – Microscopia eletrônica de transmissão da microestrutura dos carbonitretos precipitados.	16
Figura 13 – Mudanças na austenita durante a laminação controlada.	18
Figura 14 - Ilustração do processo de laminação controlada em função da microestrutura obtida.	19
Figura 15 – Evolução histórica do desenvolvimento dos processos de laminação controlada e resfriamento acelerado, juntamente com os mecanismos de endurecimento e normas técnicas envolvidos.	20
Figura 16 – Variantes do processo de resfriamento acelerado: a) Resfriamento acelerado interrompido; b) Têmpera direta; c) Têmpera direta mais auto-revenido.	21
Figura 17 – Efeito da rota de fabricação sobre os limites de escoamento e resistência de uma chapa de aço microligado ao NbV com 25mm de espessura. Legendas: N – Normalização; RAC – Resfriamento acelerado interrompido; TD – Têmpera direta.	22
Figura 18 – Ilustração da laminação controlada com e sem resfriamento acelerado.	23
Figura 19 – Efeito do resfriamento acelerado na microestrutura de aços submetidos a laminação controlada.	24
Figura 20 – Alternativas para a obtenção de aços API X70, X80 e X100.	25
Figura 21 – Evolução da soldabilidade dos aços API.	27
Figura 22 - Efeitos da adição de nióbio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.[18]	32
Figura 23 - Efeitos da adição de vanádio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,043%Nb – 0,015Ti.[18]	32
Figura 24 - Efeitos da adição de molibdênio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,043%Nb – 0,015Ti.[18]	33
Figura 25 - Efeitos da adição de nióbio na tenacidade ao impacto de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.[18]	34
Figura 26 - Efeitos da adição de vanádio na tenacidade ao impacto de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.[18]	34

Figura 27 - Curvas de energia de impacto absorvida versus temperatura para amostras transversais das ligas Nb-Mo-Ti e Nb-V-Cr-Ni.[19].....	37
Figura 28 - Mapa de soldabilidade dos aços em função do CE e do conteúdo de C. ...	41
Figura 29 - Diagrama esquemático de várias sub-zonas da ZTA de um aço com 0.15%C.....	43
Figura 30 - Regiões da ZTA em soldas multipasse.....	44
Figura 31 - Processo MIG/MAG.	48
Figura 32 - Processo de fabricação UOE.	51
Figura 33 - Processo SAW espiral-helicoidal contínuo.	52
Figura 34 - Processo ERW Longitudinal contínuo.	53
Figura 35 - Esquema e principais parâmetros das etapas do processo UOE. a) dobramento da borda. b) Prensa U. c) Prensa O. [34].....	55
Figura 36 - Etapas do processo UOE. a) Prensa U. b) e c) Prensa O. d) Expansão do duto.[34]	56
Figura 37 - Chapa após o dobramento antes e depois da restituição [36].....	57
Figura 38 - Modelo em Elementos Finitos da chapa metálica.	60
Figura 39 - Modelo completo com as prensas e punção do processo UOE.....	61
Figura 40 - Dobramento da borda da chapa.	63
Figura 41 - Prensa U.	64
Figura 42 - Deslocamento do Rolo Lateral.	65
Figura 43 - Primeira restituição elástica após a liberação dos Rolos Laterais.	66
Figura 44 - Prensa O.	67
Figura 45 - Segunda restituição elástica.....	68
Figura 46 - Dobramento por compressão.....	72
Figura 47 - Dobramento rotativo (rotary draw bending).	72
Figura 48 - Dobramento por punção.	73
Figura 49 - Máquina de dobramento PB 22-36 [39].....	77
Figura 50 - Máquina de dobramento PB 22-36 [39].....	78
Figura 51 - Máquina de dobramento PB 22-36 [39].....	78
Figura 52 - Máquina de dobramento PB 22-36 [39].....	79
Figura 53 - Esquema do processo de dobramento [37].....	80
Figura 54 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X60 - Vista 1.	81
Figura 55 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X60 - Vista 2.	82
Figura 56 - Deformações residuais máximas - Aço X60 - Vista 1.	82
Figura 57 - Deformações residuais máximas - Aço X60 - Vista 2.	83
Figura 58 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X80 - Vista 1.	83
Figura 59 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X80 - Vista 2.	84
Figura 60 - Deformações residuais máximas - Aço X80 - Vista 1.	84
Figura 61 - Deformações residuais máximas - Aço X80 - Vista 2.	85
Figura 62 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X100 - Vista 1.	85
Figura 63 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X100 - Vista 2.	86
Figura 64 - Deformações residuais máximas - Aço X100 - Vista 1.	86

Figura 65 - Deformações residuais máximas - Aço X100 - Vista 2.	87
Figura 66 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X120 - Vista 1.	87
Figura 67 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X120 - Vista 2.	88
Figura 68 - Deformações residuais máximas - Aço X120 - Vista 1.	88
Figura 69 - Deformações residuais máximas - Aço X120 - Vista 2.	89

SUMÁRIO

LISTA DE TABELAS	i
LISTA DE FIGURAS	ii
1. INTRODUÇÃO	1
2. PROPOSTAS DO PROJETO	4
2.1. Objetivos	4
2.2. Produtos e resultados a serem entregues	5
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
3.1. Os aços de alta resistência e baixa liga	6
3.2. Características microestruturais	8
3.2.1. Estruturas ferrítica e bainítica	8
3.3. Processos de fabricação dos aços ARBL	17
3.3.1. Laminação controlada	17
3.3.2. Laminação controlada e resfriamento acelerado	19
3.4. Aços API 5L X80	24
3.4.1. Efeito dos elementos de liga sobre o aço API 5L X80	30
3.5. Soldagem das linhas dutoviárias	38
3.5.1. Soldabilidade de aços ARBL	38
3.5.2. Carbono equivalente (CE)	39
3.5.3. Zona termicamente afetada	42
3.5.5. Efeito da composição química e dos parâmetro de soldagem sobre a microestrutura do metal de solda	44
3.5.6. Formação do microconstituente AM e sua influencia na tenacidade	45
3.5.7. Soldagem de tubulações	46
3.5.7.1. Processo de soldagem com eletrodo revestido	47
3.5.7.2. Processo de soldagem a arco elétrico com proteção por gás e eletrodo consumível (MIG/MAG)	48
4. SIMULAÇÃO DO PROCESSO UOE E AVALIAÇÃO DA RESTITUIÇÃO ELÁSTICA	54
4.1. Restituição elástica	56
4.2. Modelo numérico em Elementos Finitos	58
4.3. Análise computacional	62
4.4. Resultados obtidos	62
4.5. Análise dos resultados	68
5. SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE DOBRAMENTO A FRIO E AVALIAÇÃO DE DEFORMAÇÕES	70
5.1. Dobramento em campo	70
5.2.1. Projeto baseado na deformação (strain based design)	73
5.2.2. Usos do projeto baseado em deformações	75
5.2.3. Problemas observados	76
5.2.4. Modelo em elementos finitos	77
5.2.5. Resultados obtidos	80
5.2.6. Análise dos resultados	89
6. CONCLUSÕES	90
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	92

1. INTRODUÇÃO

O gás natural é a fonte de energia que deverá apresentar a segunda maior taxa de expansão até 2020, cerca de 2,7% ao ano, superada apenas pelo petróleo. E juntos, gás natural e petróleo serão responsáveis por 66% da energia primária que o mundo demandará em 2020 [1].

A participação do gás natural na matriz energética brasileira era inexpressiva em 1974 (1%), cresceu para 3% em 1994 e atingiu 9,3% em 2005. Esse último aumento foi possível devido à ampliação da oferta que se seguiu à inauguração, em 1999, do Gasoduto Bolívia-Brasil (GASBOL) e aos investimentos em redes de distribuição efetuados pelas concessionárias de gás canalizado, principalmente pela CEG no Rio de Janeiro e a Comgás em São Paulo privatizadas no final da década de 90. Em 2005, o consumo gás atingiu perto de 48 milhões de m³/dia, crescendo 15% a.a. desde 2001. Este crescimento foi respaldado por um projeto de crescente integração regional da indústria do gás no Cone Sul e pela contínua expansão das importações da Bolívia. Entre 2001 e 2005, as importações da Bolívia cresceram 22% enquanto a oferta doméstica 12%. Atualmente, cerca de 50% do gás consumido no Brasil é importado e desse total 96% vêm da Bolívia, sendo o restante proveniente da Argentina [2].

Possuidora de reservas provadas, que chegam a 748 bilhões de m³, o que equivale ao dobro das reservas brasileiras de 306 bilhões de m³, e uma relação entre reservas e produção próxima de 100 anos, a Bolívia é o principal fornecedor de gás no Cone Sul, exportando tanto para o Brasil como para a Argentina.

O futuro da oferta de gás boliviano foi, contudo, encoberto por incertezas desde a promulgação da nova lei de hidrocarbonetos em 2005 e de sua regulamentação em maio de 2006. Ao reduzir de forma significativa a atratividade dos investimentos realizados em produção e na logística de transporte e instaurar um clima de insegurança jurídica, o novo quadro institucional em vigor na Bolívia inviabiliza as pretensões de expansão da capacidade de transporte e do fluxo de suprimento. [3]

Como uma alternativa, um projeto ambicioso de US\$ 23 bilhões, um gasoduto de 9,7 mil quilômetros de extensão atravessando o Brasil para ligar o

mercado produtor de gás da Venezuela ao consumidor (ver figura 1), da Argentina – estaria orçada em quase R\$ 50 bilhões.



Figura 1 - Traçado geral do gasoduto Venezuela – Cone Sul [4].

Por se tratar de um projeto de altíssimo custo e complexidade que atravessa regiões de grande sensibilidade ambiental, esta proposta está se transformando em uma decisão de cunho político e cada vez mais irreal. Além dos problemas que ela envolve, a entrada do gás venezuelano inviabilizaria grandes projetos brasileiros num momento em que foram descobertas jazidas de gás em Santos e no litoral do Rio e Espírito Santo.

Esse cenário coloca como prioritário para o Brasil a busca de alternativas ao suprimento de gás andino. O aumento da oferta doméstica é a melhor opção. A Petrobrás divulgou o Plangás, que antecipa a produção em três bacias da Região Sudeste. O plano prevê uma produção de 16,7 milhões de m³/dia na bacia do Espírito Santo, 6 milhões de m³/dia na de Campos e 1,5 milhão m³/dia na de Santos até 2008. Essa antecipação da produção é um importante desafio operacional e exigirá rápida expansão da capacidade de transporte e da oferta, particularmente no Espírito Santo, onde a produção foi somente de 1,4 milhões de m³/dia no primeiro trimestre de 2006. [4]

A Petrobrás avança na prospecção dessa fonte de energia e em seu Plano de Negócios prevê até 2011 um investimento de US\$ 6,5 bilhões para as obras de expansão da malha de gasodutos, o que vai representar um acréscimo de 4.160 km aos 5.570 km de gasodutos de transporte que estão hoje em operação. Para assegurar a confiabilidade da rede de dutos também serão aplicados cerca de US\$ 380 milhões no sistema de manutenção [1].

Em função desta significativa ampliação, e com os objetivos de aumentar a eficiência operacional e reduzir custos, torna-se necessário aumentar os níveis de segurança e confiabilidade estrutural em sistemas dutoviários. Paralelamente ao desenvolvimento de novas metodologias de avaliação de integridade estrutural, tais requisitos têm estimulado rapidamente a utilização de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) como uma maneira eficaz para a utilização de sistemas dutoviários operando a altas pressões e vazões com menor peso e menores custos construtivos.

Dentre os aços ARBL, encontram-se os de estrutura ferrítica-perlítica, que com uma pequena adição de elementos de liga e sob um processo de laminação controlada, têm a sua resistência mecânica aumentada sem que seja necessário aumentar as quantidades de carbono ou manganês (elementos prejudiciais à soldabilidade e à tenacidade [5]). Por apresentarem excelente combinação de resistência, tenacidade, ductilidade e soldabilidade, estes aços apresentam uma vasta aplicação; entre elas a indústria de dutos. Em particular, os aços de classe API 5L X60 – X100 (American Petroleum Institute) são especialmente adequados à construção de tubulações e dutos empregados na indústria de petróleo e petroquímica.

2. PROPOSTAS DO PROJETO

2.1. Objetivos

Com a crescente importância do gás natural, é essencial garantir a redução do custo de transporte do mesmo por longas distâncias, que muitas vezes se estendem por mais de 1.000 quilômetros com elevada pressão de operação. Uma solução eficaz seria aumentar esta pressão sem modificar as espessuras da parede, o que só seria possível através da utilização de aços de alta resistência para construção dos dutos. A utilização de aços da classe API X80 tem sido comprovadamente eficaz, resultando em economias de custo substanciais, mas o transporte econômico de maiores distâncias requer cortes adicionais do custo e o uso da classe X 100 e/ou X120 poderia ser uma solução (ver figura 2).

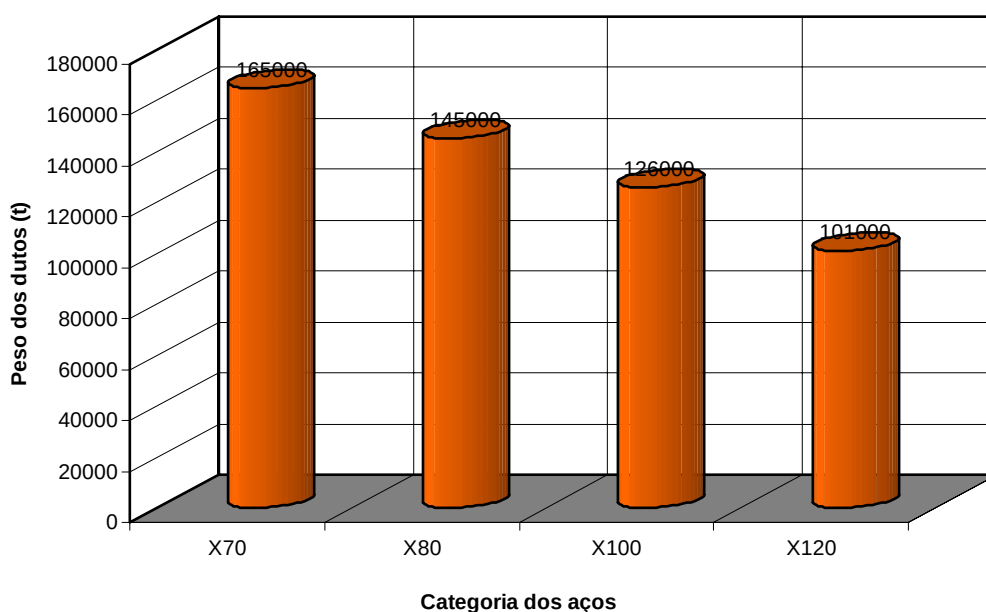


Figura 2 - Possibilidade de economia de material através do uso de aços de alta resistência [6].

Assim, como um passo nesta direção este trabalho realizará o estudo da aplicação destes aços de alta resistência em dutos de transporte de óleo e gás cuja utilização está limitada devido ao desconhecimento e ao pouco uso industrial no Brasil.

2.2. Produtos e resultados a serem entregues

O projeto examina os problemas de se construir um gasoduto on-shore de aço de alta resistência e sua viabilidade de fabricação, montagem e adequação às normas e critérios. Tendo como produto final oferecer dados que possam comprovar a aplicabilidade dos aços de alta resistência, assim como análise numérica computacional de integridade estrutural. O projeto pretende analisar os problemas da utilização dos aços de alta resistência com ênfase especial dada ao processo de fabricação dos dutos, à curvatura a frio em campo e a deformação residual ocorrente.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Os aços de alta resistência e baixa liga

Nos últimos 30 anos, grandes demandas foram atribuídas aos fabricantes de tubulação a respeito do desenvolvimento e processamento dos materiais dos dutos. Geralmente, dutos de grandes diâmetros longitudinalmente soldados são usados para o transporte de óleo e gás, porque oferecem maior segurança na operação das mesmas e representam a solução mais econômica. Do ponto de vista da economia do duto, a tubulação deve responder favoravelmente ao posicionamento no campo e permitir elevadas pressões de operação. Estas exigências implicam que o aço do duto tem que possuir elevada resistência e tenacidade, além de ter uma geometria otimizada.

Na fabricação destes dutos, os materiais utilizados são os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), que são aços microligados que apresentam (em sua forma original mais simples) microestrutura típica de ferrita-perlita. Sua composição química é similar a de um aço baixo-carbono, mas com micro-adições de elementos de liga de aproximadamente 0,1% Nb, Ti ou V para garantir propriedades mecânicas superiores.[7]

De um modo geral, os aços para tubos podem ser divididos em quatro grandes grupos de resistências, como pode ser observado na tabela 1.

Tabela 1 - Graus típicos, uso e classes de tubos.

Classe (LE)	Graus Típicos	Uso
Min 217 MPa	API 5L A/ B/ X42/ X46/ X52/ X56	Dutos não submetidos à pressão e onde a economia em peso é importante
Min 453 MPa	API 5L X60/ X65	Dutos submetidos à média e alta pressão e onde a preocupação com a economia em peso é considerada.
Min 522 MPa	API 5L X70	Dutos submetidos a alta pressão onde a economia em peso é importante para o projeto
Min 551 MPa	API 5L X80	Dutos submetidos a alta pressão onde a economia em peso é muito importante para o projeto.

A Figura 3 mostra um gráfico com as classes dos aços versus o limite de escoamento.

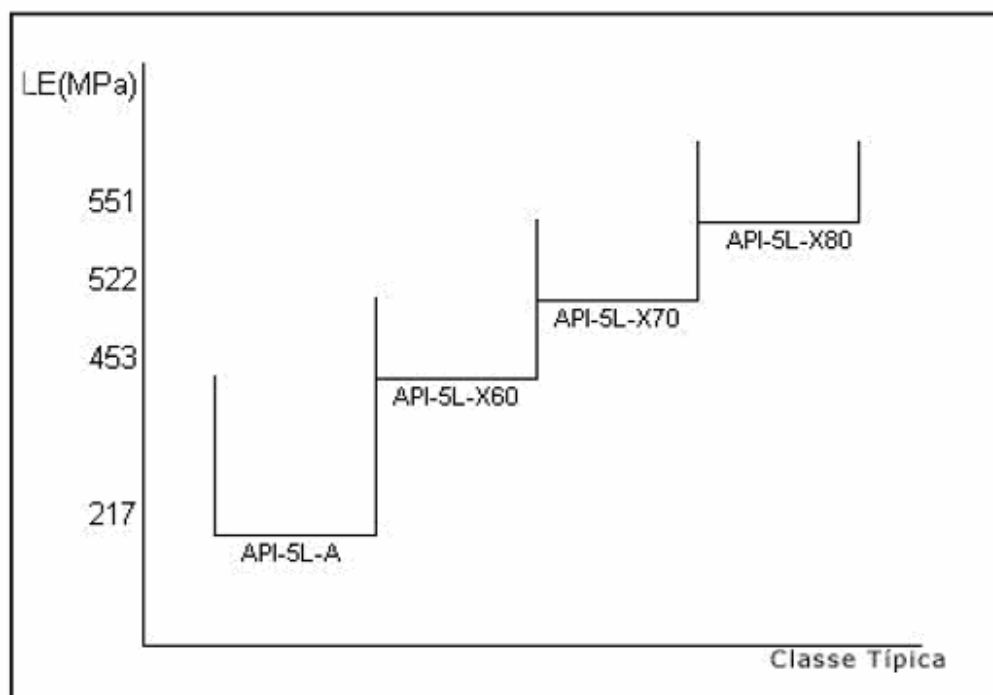


Figura 3 - Classe típica de aços API vs. limite de escoamento

O desenvolvimento de aços de elevada resistência é mostrado na figura 4. Nos anos 70, a laminação (que proporciona a estes materiais um maior limite de escoamento (obtenção de tamanho de grão reduzido)) e normalização foram substituídas pela laminação controlada. Este processo permite produzir materiais até X70 a partir de aços-liga de nióbio e vanádio, que têm um índice reduzido de carbono. Combinações diversas entre temperatura e quantidade de deformação a quente objetivam elevados valores de resistência e tenacidade a partir dos efeitos do refino do grão e da precipitação de carbonetos e nitretos dos elementos microligantes. Um processo melhorado, que consiste na laminação controlada seguido de resfriamento acelerado, emergiu nos anos 80. Por este método, tornou-se possível produzir materiais com resistência mais elevada como o X80, tendo um índice reduzido de carbono e excelente soldabilidade em campo. As adições do molibdênio, do cobre e níquel permitem elevar o nível da resistência para a classe X100, quando o aço é processado em chapas pela laminação controlada seguido do resfriamento acelerado.

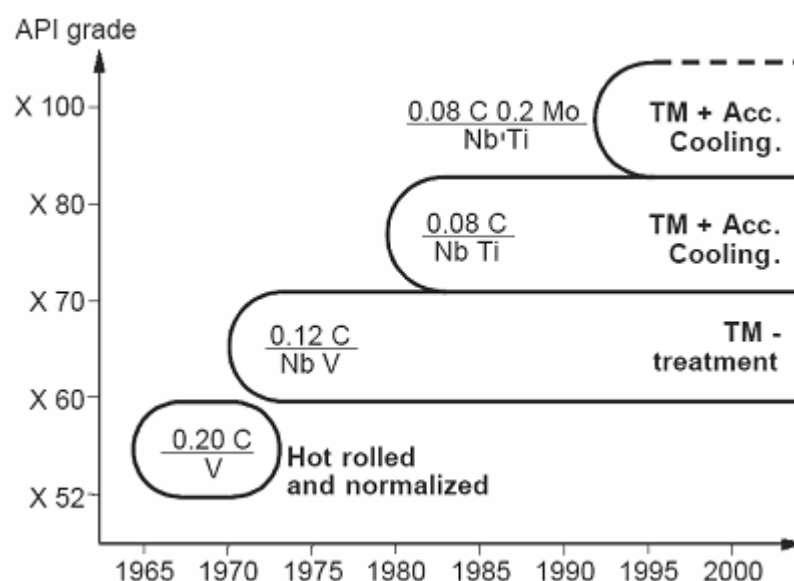


Figura 4 – Desenvolvimento dos aços ARBL.

Aproximadamente 8 milhões de toneladas de dutos são produzidos a cada ano. A principal parte dela consiste na tubulação das classes de materiais padrão. Os grandes desafios dos fabricantes de dutos estão nos projetos que somente podem ser executados com esforços e medidas especiais, ou seja, aplicações para linhas dutoviárias de elevada resistência, dutos offshore, HIC (Hydrogen Induced Cracking) e dutos revestidos (clad). A tubulação de alta resistência das classes X70 e X80 estão sendo usadas atualmente na construção de dutovias de grande distância e a tubulação das classes X90 e X100 estão sendo atualmente avaliados.

A tubulação com tal combinação de propriedades, em parte conflitantes, só pode ser produzida quando os princípios metalúrgicos são compreendidos e utilizados corretamente.

3.2. Características microestruturais

3.2.1. Estruturas ferrítica e bainítica

As características microestruturais, contorno de grão e precipitação, governam as propriedades mecânicas dos aços. Em aços de baixa-liga, estas propriedades desenvolvem-se no decorrer da transformação da austenita durante o resfriamento, e

o desenvolvimento depende da taxa de resfriamento e da sua temperatura de parada de resfriamento.

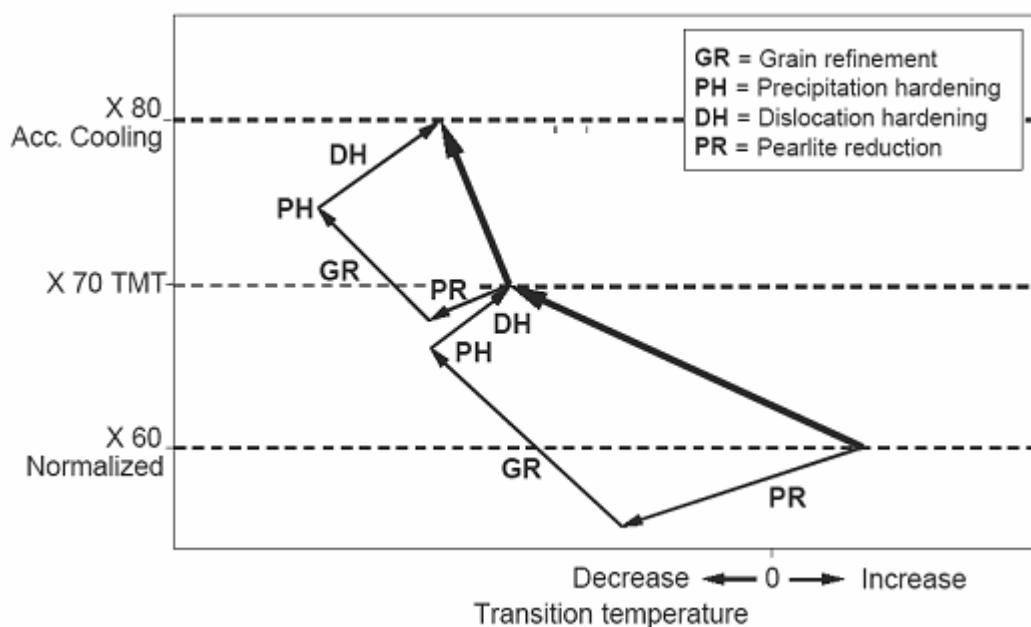


Figura 5 - Efeitos da microestrutura sobre a resistência mecânica e a tenacidade.

A Figura 5 mostra como a combinação dos tipos diferentes de microestruturas contribui para aumentar a resistência e tenacidade mecânica dos aços que começam pela classe X60 normalizada, que foi usada principalmente nos anos 70. O aço contém aproximadamente 0.2% de carbono, 1.55% de manganês, 0.12% de vanádio, 0.03% de nióbio e 0.02% de nitrogênio.

O aço X70 termomecanicamente processado mencionado na figura era de micro-liga e contém apenas 0.12% de carbono. A laminação controlada resulta em uma redução significativa no tamanho de grão da ferrita. O refinamento do grão é o único método pelo qual a resistência e tenacidade podem ser simultaneamente melhoradas. A perda da resistência que resulta da redução do conteúdo de perlita pode ser compensado pelo endurecimento por deslocamento de discordâncias e endurecimento por precipitação. A redução do conteúdo de perlita, refinamento de grão, endurecimento por deslocamento de discordâncias e endurecimento por precipitação contribuíram individualmente e em combinação para o desenvolvimento

do aço X70 com soldabilidade melhorada com temperaturas favoráveis de transição dúctil-frágil.

Aumentos adicionais na resistência e tenacidade, que conduziram para o desenvolvimento do aço X80, podem somente ser alcançados mudando a microestrutura da matriz do aço de ferrita-perlita para ferrita-bainita. Em comparação com o aço X70 com laminação controlada, o aço X80 tem um índice mais reduzido do carbono, tamanho de grão reduzido e uma densidade de discordância aumentada. Estas duas classes de aços diferem também em suas características de precipitação.

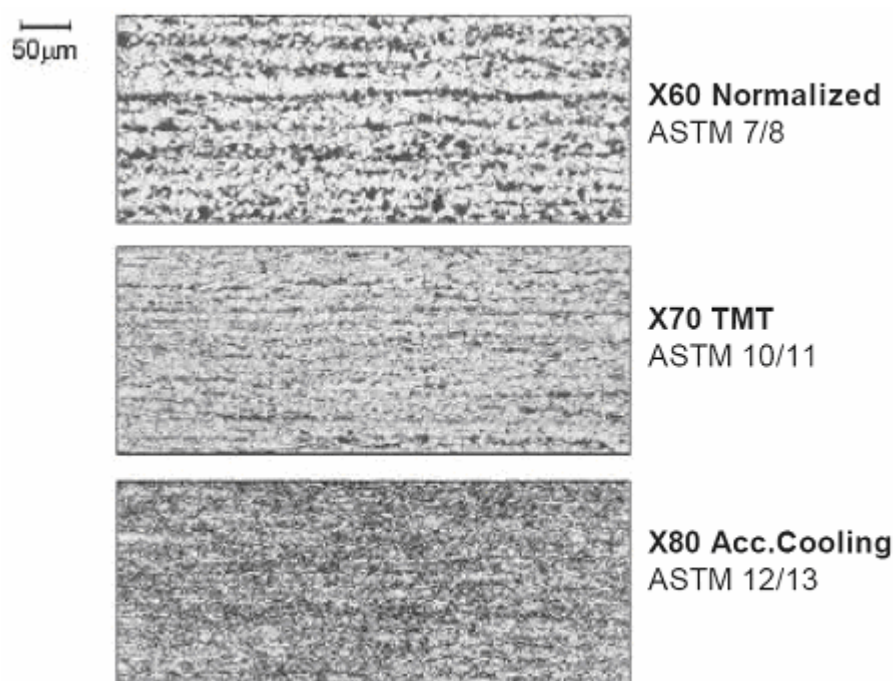


Figura 6 – Microestrutura de aços normalizados, tratados termomecanicamente e submetidos a resfriamento acelerado.

A Figura 6 mostra 3 típicas microestruturas de três tipos de aço de dutos. A ferrita, a perlita e o tamanho de grão grosseiro da ferrita (ASTM 7-8) são as características típicas dos aços X60 convencionalmente laminados e normalizados. A microestrutura dos aços TM X70 laminados é mais uniforme e os grãos da ferrita são mais finos (ASTM 10-11). A mais uniforme e extremamente refinada microestrutura é obtida pelo resfriamento acelerado que segue a laminação controlada, como observado para o aço X80. As propriedades melhoradas deste aço podem ser atribuídas a sua microestrutura ferrítica-bainítica.

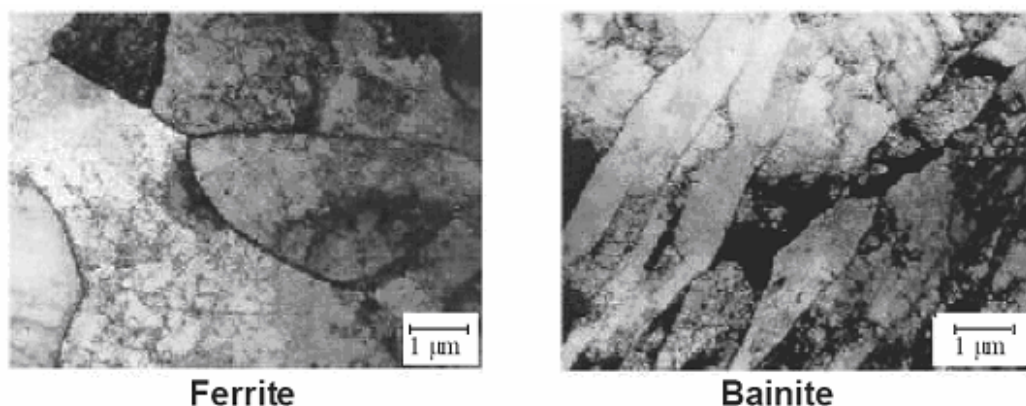


Figura 7 – Microscopia eletrônica de transmissão da microestrutura da ferrita e da bainita.

A diferença morfológica básica entre a ferrita e a bainita poligonal é ilustrada na figura 7. Esta figura mostra fotografias do microscópio eletrônico de transmissão da estrutura do grão destes dois tipos microestruturais. O tamanho de grão efetivo da microestrutura bainítica não pode ser estabelecido pelo microscópio óptico. Porém através de testes com difração de elétrons esta medida pode ser efetuada, como mostrado na figura 8, a qual mostra que um tamanho de grão médio estatístico de menos de 1 milímetro pode ser obtido para a bainita, visto que o tamanho de grão da ferrita é um múltiplo deste valor.

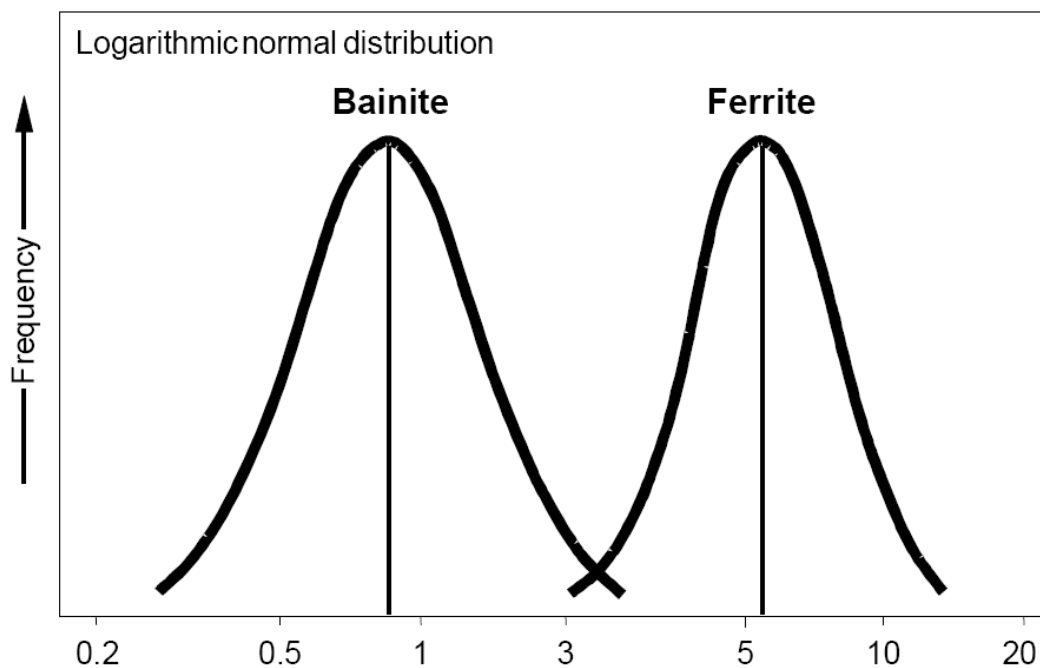


Figura 8 – Tamanho de grão da ferrita e da bainita.

Uma diferença importante está na substancialmente elevada densidade de discordância em estruturas bainíticas. As medidas da densidade de discordância envolvem considerável trabalho experimental no microscópio de elétrons. A avaliação estatística de tais medidas da densidade de discordância pode ser vista na figura 9.

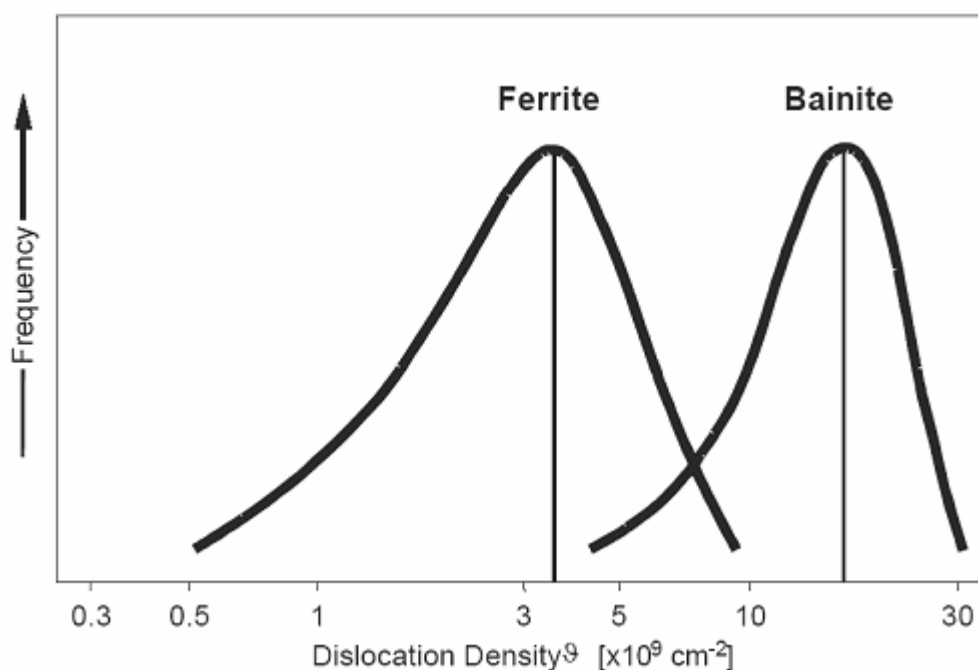


Figura 9 – Densidade de discordâncias da ferrite e bainita.

Os resultados para as microestruturas ferrítica e bainítica são baseados nas medidas nos dutos de grande diâmetro feitos de aços de manganês-nióbio. As condições termomecânicas da laminação eram as mesmas para ambas as microestruturas. As diferenças microestruturais mais importantes entre a bainita e a ferrita são principalmente atribuídas à temperatura mais baixa de formação da bainita.

A transformação na bainita pode ser efetuada por adições de boro e/ou níquel e molibdênio ao aço. A Figura 10 mostra o diagrama de resfriamento contínuo da transformação (CCT) de um aço que contém 0.08% de carbono, 1.44% de manganês, 2.31% de níquel, 0.2% de molibdênio e 0.04% de nióbio, que após resfriar no ar contém aproximadamente 50% de bainita na microestrutura. Mas as adições de liga feitas para obter frações bainíticas aumentam o carbono equivalente, que pode afetar a soldabilidade do aço em campo.

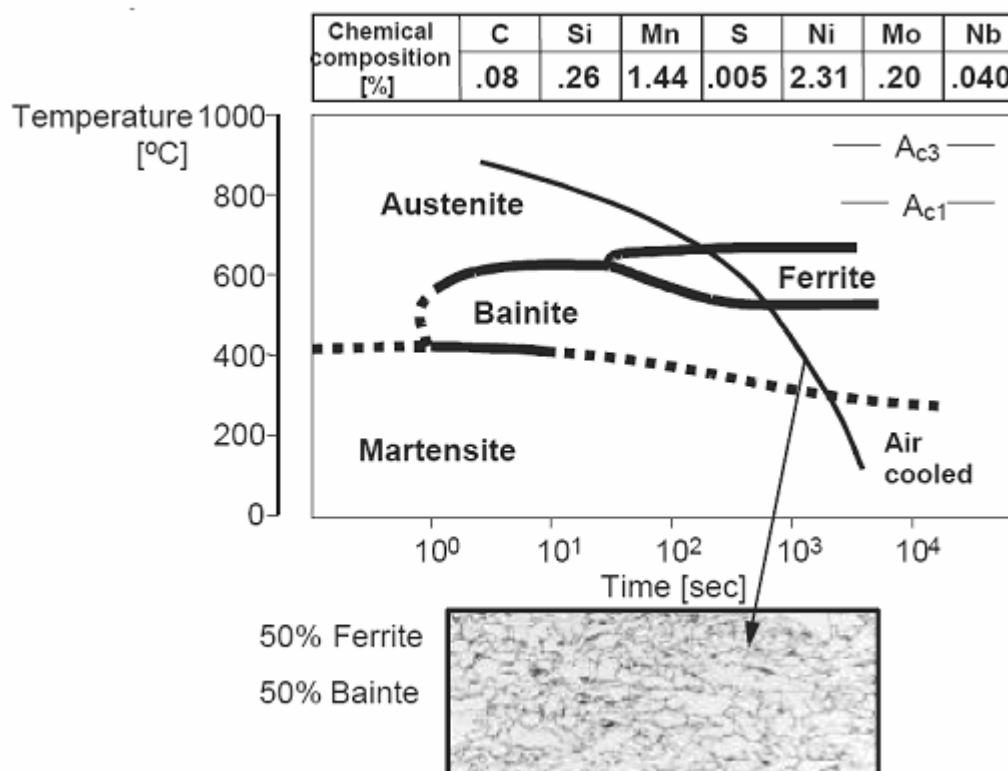


Figura 10 – Diagrama CCT para aços Mn-Ni-Mo-Nb.

Como pode ser visto na figura 11, uma microestrutura que consiste em 50% de ferrita e 50% de bainita pode também ser obtida com um aço normal de manganês-nióbio sujeitando-o a um resfriamento acelerado. Usando um sistema especial de refrigeração a água no fim da laminação termomecânica, a austenita passa mais rapidamente através da zona ferrítica no diagrama do CCT, e a formação da perlita é completamente suprimida.

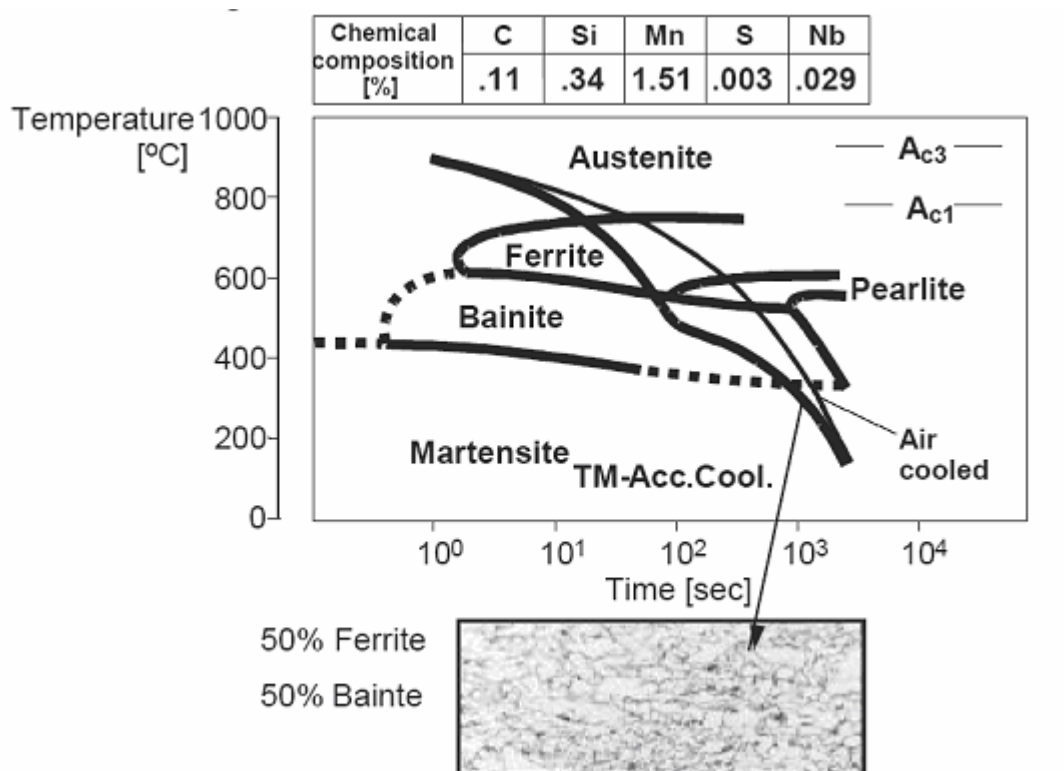


Figura 11 – Diagrama CCT de aços MnNb submetidos ao processo de resfriamento acelerado.

3.2.2. Efeito dos elementos de micro-liga

A seguir, o efeito do nióbio e do titânio na microestrutura do aço são discutidos. No caso dos aços dos dutos de grande diâmetro de laminação controlada, o efeito dos elementos da micro-liga nas propriedades mecânicas é governado por sua tendência de ligar o carbono e o nitrogênio.

Para o propósito de desenvolvimento de aços micro-liga, o conhecimento completo do comportamento desta ligação é inevitável.

De acordo com as fotografias do microscópio de elétrons mostrados na figura 12, a menor temperatura final da laminação conduziu a um aumento distinto na população e no refinamento dos carbonitretos de nióbio precipitados. No exemplo do carbonitreto de titânio, uma mudança no tamanho e na quantidade - comparada com a maior temperatura final da laminação - não é estabelecida.

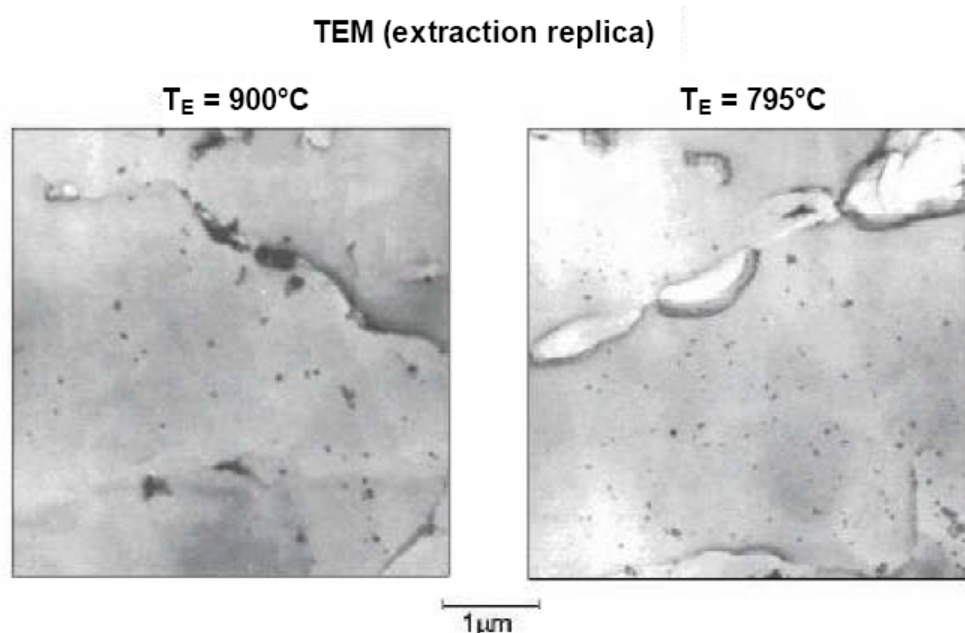


Figura 12 – Microscopia eletrônica de transmissão da microestrutura dos carbonitretos precipitados.

Para um número de aços microligados com índices variantes de nióbio e de titânio, a composição química dos carbonitretos precipitados foi determinada por meio das análises-EDX e medidas do afastamento da estrutura. Uma proporção substancial do nióbio contido em aços de manganês-nióbio é usada acima da escala superior da austenita para ligação com nitrogênio. Isto significa que em taxas menores de austenita ou/e ferrita, apenas um pouco de nióbio está disponível para a precipitação.

Em um aço manganês-nióbio-titânio com a taxa de titânio em relação ao do nitrogênio não abaixo do valor estequiométrico, a precipitação começa com o nitreto de titânio que contém também quantidades muito baixas de nióbio e de carbono, mesmo em altas temperaturas. O Nióbio pode então precipitar, principalmente no formato de carbetos. A temperatura da dissolução dos carbetos é abaixada significativamente na ausência do nitrogênio residual. Conseqüentemente, quando a placa é reaquescida à temperatura de laminação, uma proporção substancial do nióbio dissolve, enquanto os nitretos de titânio estáveis permanecem sem dissolver. Durante a laminação controlada, na região mais baixa da austenita, partículas refinadas com elevados índices de nióbio precipitam novamente. Isto conduz a um tamanho de grão refinado da austenita e contribui para o endurecimento da ferrita. Por outro lado, uma

quantidade suficiente de nióbio está disponível para endurecimento por precipitação através de precipitados coerentes na ferrita.

3.3. Processos de fabricação dos aços ARBL

3.3.1. Laminação controlada

A laminação controlada é um procedimento pelo qual os vários estágios de laminação têm temperatura controlada, quantidade de redução pré-determinada em cada passe e a temperatura de acabamento precisamente definida. Este processamento é largamente utilizado para obtenção de aços destinados a dutos, pontes, estruturas *offshore*, e outras aplicações de engenharia. O objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos de austenita durante o processo de laminação para obtenção de grãos de ferrita finos durante o resfriamento. Isto resulta num aumento (simultâneo) de resistência e tenacidade e tem possibilitado a redução da quantidade de carbono nos aços ARBL, melhorando a soldabilidade destes aços.[8]

Normalmente, para se obter um menor tamanho de grão de ferrita, utiliza-se laminar a austenita em temperaturas onde a recrystalização não ocorra. Nesta região, proporciona-se a maior redução possível em intervalos de temperatura (antes do início da transformação da ferrita) para que a austenita deforme sem recrystalizar.[9,10] Pode ser visto na figura 13 [11] que a faixa de temperatura onde a recrystalização não ocorre é representada pela faixa III e, relacionando com a figura 14 [12], esta faixa de temperatura varia de 950°C até a temperatura Ar3 (abaixo desta haverá formação de ferrita). Como o tempo para recrystalização entre os passes é insuficiente, pode-se obter grãos de ferrita no resfriamento posterior na ordem de 3 a 6 µm.[8,9]

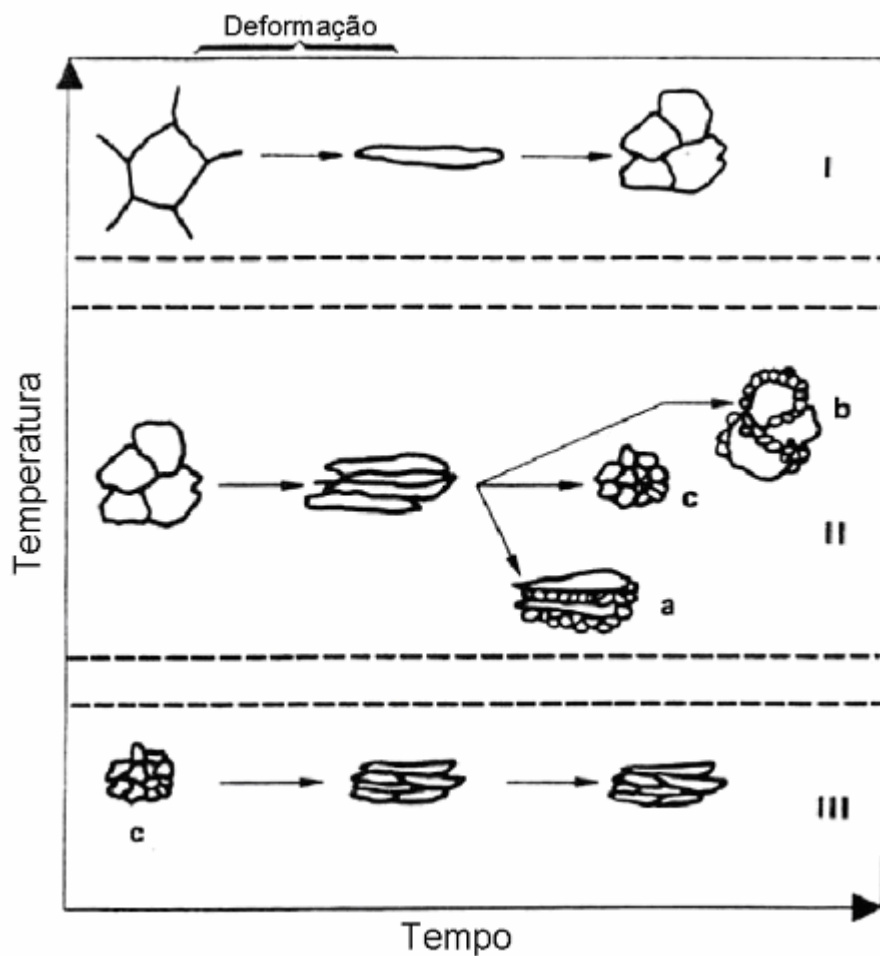


Figura 13 –Mudanças na austenita durante a laminação controlada.

No entanto, a laminação controlada convencional (veja figura 14) é conduzida entre as faixas de temperatura I e II (veja a figura 13), onde há recristalização e, conseqüentemente, os grãos de austenita são deformados de maneira que exista um grande número de locais de nucleação de novos grãos, seja nos contornos de grão da austenita deformada ou nas bandas de deformação. Estes locais permitem a nucleação de um grão de ferrita na ordem de 5 a 10 μm (tamanho de grão ASTM entre 10 e 12).[8,9]

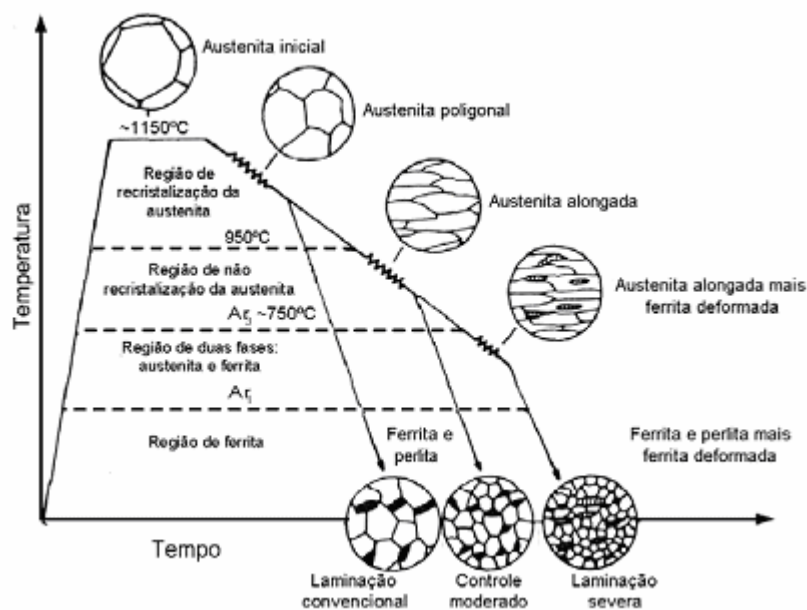


Figura 14 - Ilustração do processo de laminação controlada em função da microestrutura obtida.

A precipitação do Nb(CN) na austenita durante a laminação a quente provoca um aumento da faixa de temperatura na qual não há recristalização. Ou seja, haverá uma vasta faixa de temperatura em que o aço pode ser trabalhado a quente para produzir austenita altamente deformada. A quantidade ótima de nióbio para suprimir a recristalização entre passes pode ser por volta de 0,02%. [9,10]

3.3.2. Laminação controlada e resfriamento acelerado

O advento da laminação controlada permitiu reduzir o carbono equivalente de chapas estruturais sem afetar suas características mecânicas, uma vez que os efeitos dos elementos de liga eram substituídos por um intenso refino do tamanho de grão. De fato, esse recurso permite aumentar simultaneamente o limite de escoamento e a tenacidade, mas não eleva tão intensamente o limite de resistência, fato que limita as possibilidades de adoção de composições químicas mais leves.

O próximo passo nessa evolução foi o resfriamento acelerado de chapas após a laminação através da aplicação de água. Este recurso metalúrgico somente foi viabilizado após a resolução de diversos problemas técnicos complexos. Isso somente ocorreu no início da década de 1980, graças aos esforços de diversas usinas, principalmente japonesas:

- Garantia de boa planicidade no esboço para evitar acúmulos irregulares de água;
- Superfície do laminado totalmente isenta de carepa grosseira para manter o resfriamento uniforme;
- Nível adequado de automação da linha para se garantir precisão e uniformidade na temperatura do esboço antes do resfriamento acelerado;
- Desenvolvimento de sistemas de controle de aplicação de água que apresentassem taxas de resfriamento consistentes e uniformes através de todo o esboço.

A figura 15 mostra a evolução histórica observada do desenvolvimento dos processos de laminação controlada e resfriamento acelerado, bem como os mecanismos de endurecimento envolvidos.

Ano	1970	1980	1990	2000
<u>Processos Termo-Mecânicos</u>	Laminação Controlada	Laminação Intercrítica SHT	OLAC TMCP Resfriamento Acelerado Têmpera Direta Modelamento Matemático da Laminação a Quente	P&D sobre Aço com TG Ultra-Fino
<u>Mecanismos de Endurecimento</u>	Refino de Grão Endurecimento por Precipitação	Endurecimento por Encruamento	Endurecimento por Martensita ou Bainita Endurecimento por Transformação	Endurecimento por Ultra-Refino de Grão
<u>Normas</u>			ASTM A841 (Aço Resf. Acel.)	JIS-SN (Constr. Civil)

Figura 15 – Evolução histórica do desenvolvimento dos processos de laminação controlada e resfriamento acelerado, juntamente com os mecanismos de endurecimento e normas técnicas envolvidos.

As diversas variantes do processo de resfriamento acelerado podem ser vistas na figura 16:

- Resfriamento Acelerado Interrompido: inicia-se logo após o término da laminação e termina numa temperatura intermediária, seguindo-se resfriamento ao ar. É o caso mais comum, sendo geralmente aplicado entre 800 e 500°C;

- Têmpera Direta: neste caso o resfriamento ocorre de forma mais intensa, terminando sob temperaturas relativamente baixas, geralmente de forma a viabilizar a obtenção de uma microestrutura martensítica. Esta variante é geralmente aplicada entre 900 e 200°C.

- Têmpera Direta mais Auto-Revenido: esta abordagem aproveita a recalescência da chapa promovida pelo seu núcleo ainda aquecido para proporcionar um tratamento de revenido direto ao produto.

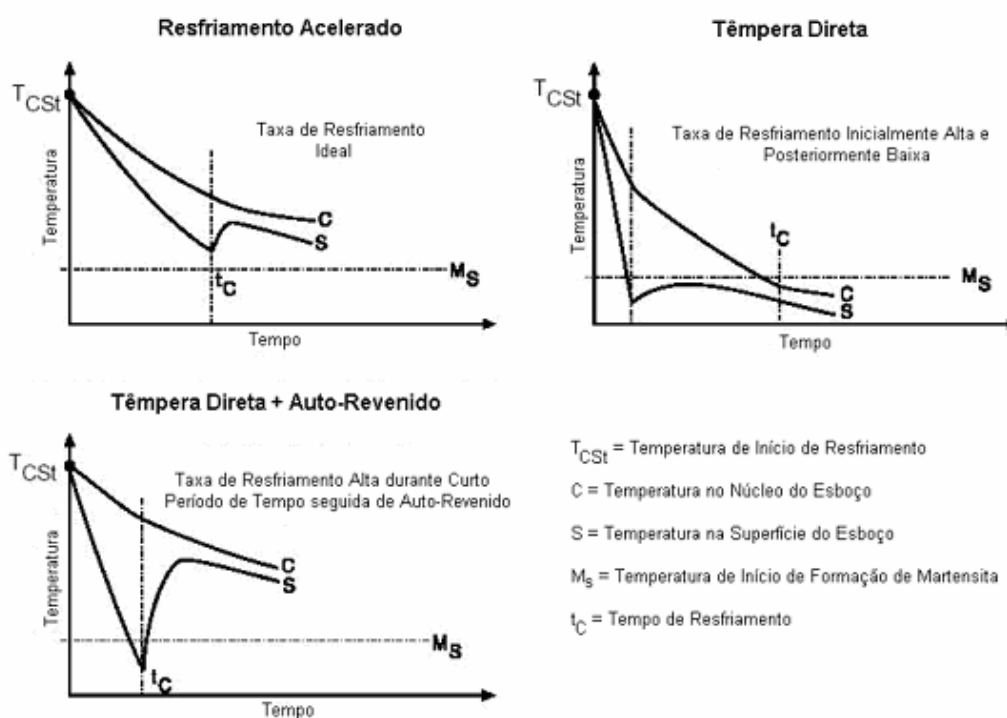


Figura 16 – Variantes do processo de resfriamento acelerado: a) Resfriamento acelerado interrompido; b) Têmpera direta; c) Têmpera direta mais auto-revenido.

A figura 17 mostra o efeito dessas variantes de processo sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço ao NbV. A substituição da normalização pelo resfriamento acelerado interrompido reduziu o tamanho de grão da microestrutura de 8/9 para 10/11 Unidades ASTM, com a microestrutura passando de ferrita e perlita para ferrita, perlita e bainita. O uso de têmpera direta reduziu ainda mais o tamanho de grão, para 11/12 Unidades ASTM, com a microestrutura passando a ser constituída de bainita, martensita e ferrita.

O uso do resfriamento acelerado também está sendo benéfico na produção de chapas grossas extra-pesadas. A fabricação desse tipo de produto tornou-se mais difícil depois que as placas passaram a serem produzidas quase que exclusivamente por lingotamento contínuo, pois neste caso a espessura do semi-produto bruto de fusão diminuiu drasticamente, reduzindo o grau de deformação total aplicado abaixo de níveis recomendáveis. O refino de grão promovido pela têmpera direta é mais uma das possibilidades disponíveis para se compensar essa insuficiência no grau total de redução a quente.

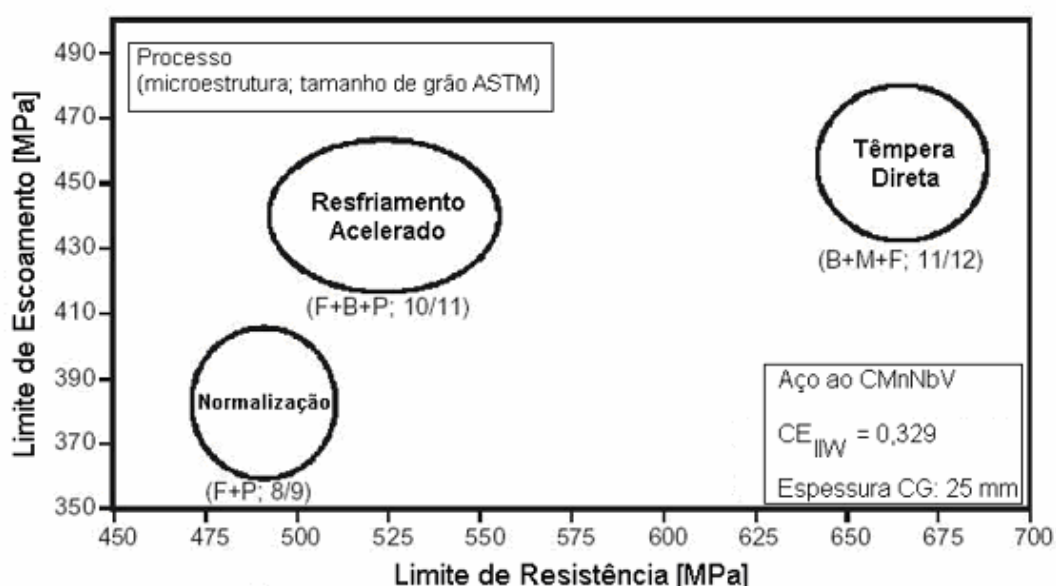


Figura 17 – Efeito da rota de fabricação sobre os limites de escoamento e resistência de uma chapa de aço microligado ao NbV com 25mm de espessura. Legenda: N – Normalização; RAC – Resfriamento acelerado interrompido; TD – Têmpera direta.

Os processos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada conjuntamente com o resfriamento acelerado podem ser compreendidos no diagrama esquemático apresentado em figura 18, na qual as etapas e os parâmetros da laminação a serem controlados são mostrados. O sistema de resfriamento aqui usado pode ser colocado em operação duas vezes durante a laminação. A operação de resfriamento 1 realça o refinamento do grão da ferrita, visto que a operação de resfriamento 2 impede a formação de perlita durante o resfriamento, melhorando desse modo a homogeneidade final da microestrutura.

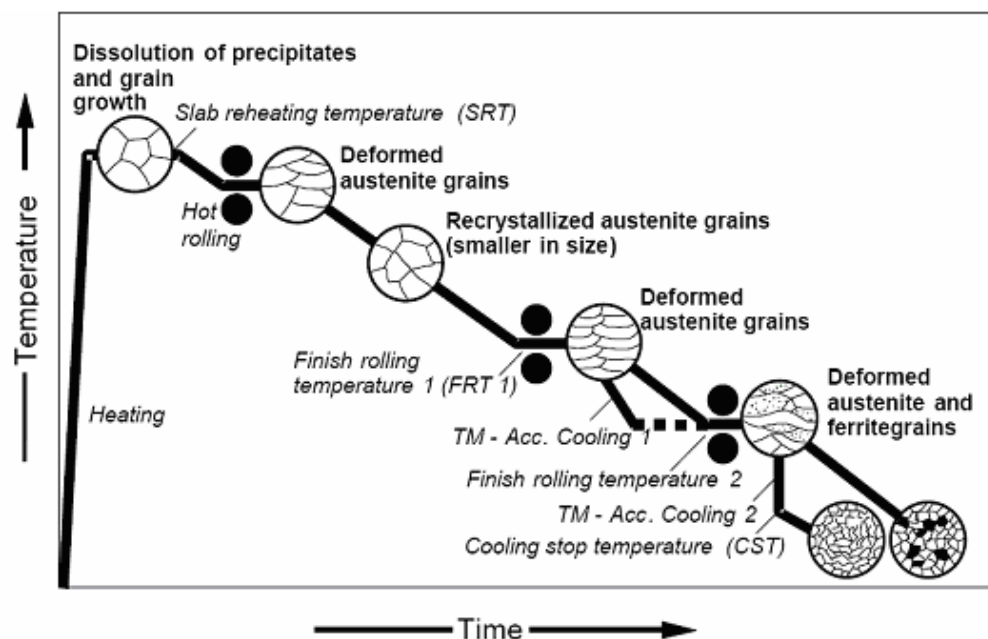


Figura 18 – Ilustração da laminação controlada com e sem resfriamento acelerado.

Se o resfriamento acelerado for empregado, os seguintes parâmetros adicionais estarão considerados:

- a taxa de resfriamento, e
- a temperatura de parada do resfriamento (CST).

0.04C – 1.3Mn – 0.04Nb



TM treatment



TM treatment + Acc.Cooling
1 and 2

Figura 19 – Efeito do resfriamento acelerado na microestrutura de aços submetidos a laminação controlada.

A Figura 19 mostra o efeito do resfriamento acelerado que segue a primeira e segunda operação de laminação sobre a microestrutura. Algumas ilhas de perlita estão presentes na região da meia-parede da placa laminada. Em consequência do resfriamento em dois estágios, não somente o tamanho de grão da ferrita é mais refinada, mas a perlita é substituída pela bainita. A microestrutura do material resfriado dá a impressão de homogeneidade. A homogeneidade desta microestrutura tem também expressão nas propriedades da resistência e da tenacidade do material resfriado.

3.4. Aços API 5L X80

Os aços para tubulações na indústria do petróleo são classificados segundo a API (*American Petroleum Institute*) em função de sua aplicação, composição química e resistência mecânica.[13] Os aços utilizados especificamente na fabricação de tubos para linhas de transmissão seguem a classificação API 5L (*Specification for Line Pipe Steel*).[12] Por exemplo, para o aço API 5L X80, os dois últimos dígitos após a

letra X especificam o limite de escoamento mínimo do material igual a 80 ksi (550MPa).

As alternativas metalúrgicas para a fabricação dos aços de classificação API 5L X70 e API 5L X80 variam entre 50 e 60 opções, as quais são predominantemente relacionadas às composições químicas e ao processo de laminação. Algumas das possibilidades visualizadas estão na figura 20. [14]

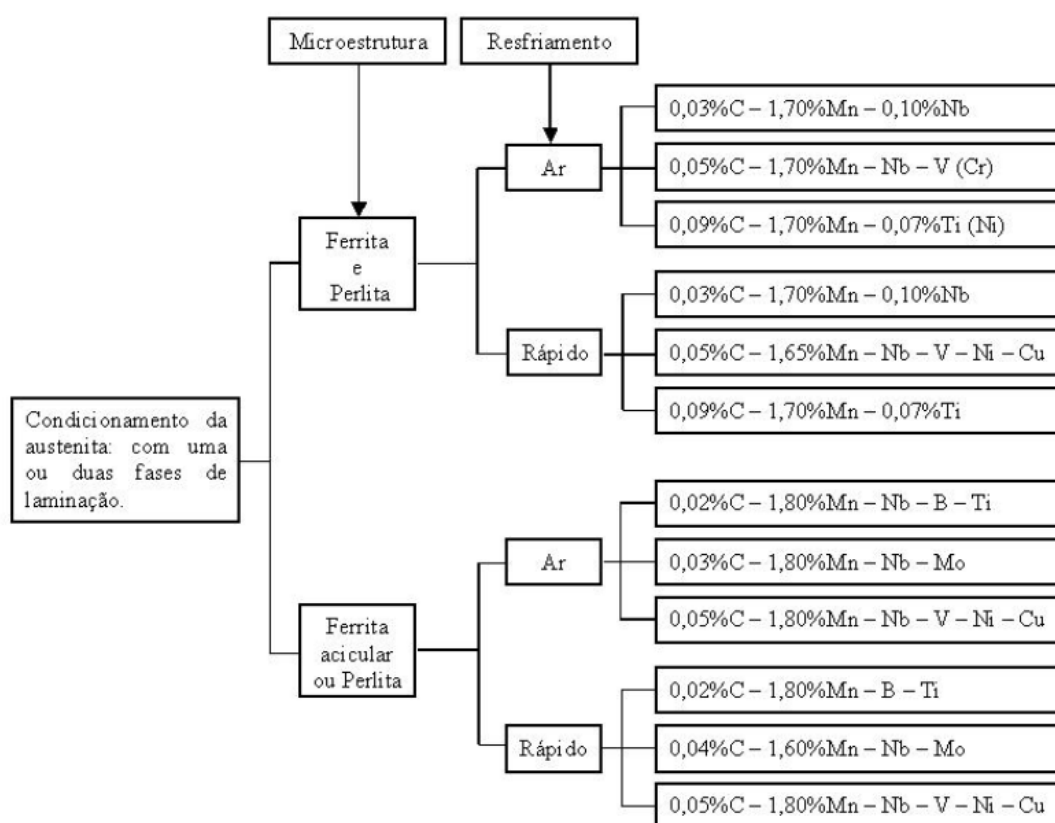


Figura 20 – Alternativas para a obtenção de aços API X70, X80 e X100.

As especificações de composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 podem ser vistas na tabela. 2.[13,15] Percebe-se que haverá diversas opções para fabricação destes materiais, pois a norma API não faz uma restrição severa em relação aos elementos de liga. Como requisito de propriedade mecânica, o limite de escoamento (σ_{LE}) do material (já mencionado anteriormente) deve ser maior ou igual a 80 ksi (550MPa). Para o limite de resistência (σ_{LR}) a faixa está entre 620 e 827MPa.

Tabela 2 – Especificações para o aço API 5L X80.

Composição Química	$C \leq 0,18\%$
	$Mn \leq 1,80\%$
	$P \leq 0,030\%$
	$S \leq 0,018\%$
Carbono equivalente (C_{eq})	$C_{eq} \leq 0,25\%$
Ensaio de tração	$\sigma_{LE} \geq 80\text{ksi (550MPa)}$
	$\sigma_{LR} = 90 \text{ a } 120 \text{ ksi (620 a 827MPa)}$
	$\sigma_{LE} / \sigma_{LR} \leq 0,93$
Tenacidade a 0°C no metal base	Energia absorvida $\geq 68\text{J}$

Vale ressaltar que uma preocupação tradicional dos usuários de tubos fabricados com os materiais de classe API está relacionada à soldabilidade, a qual aumenta com a diminuição do teor de carbono e do valor de carbono equivalente, conforme figura 21.

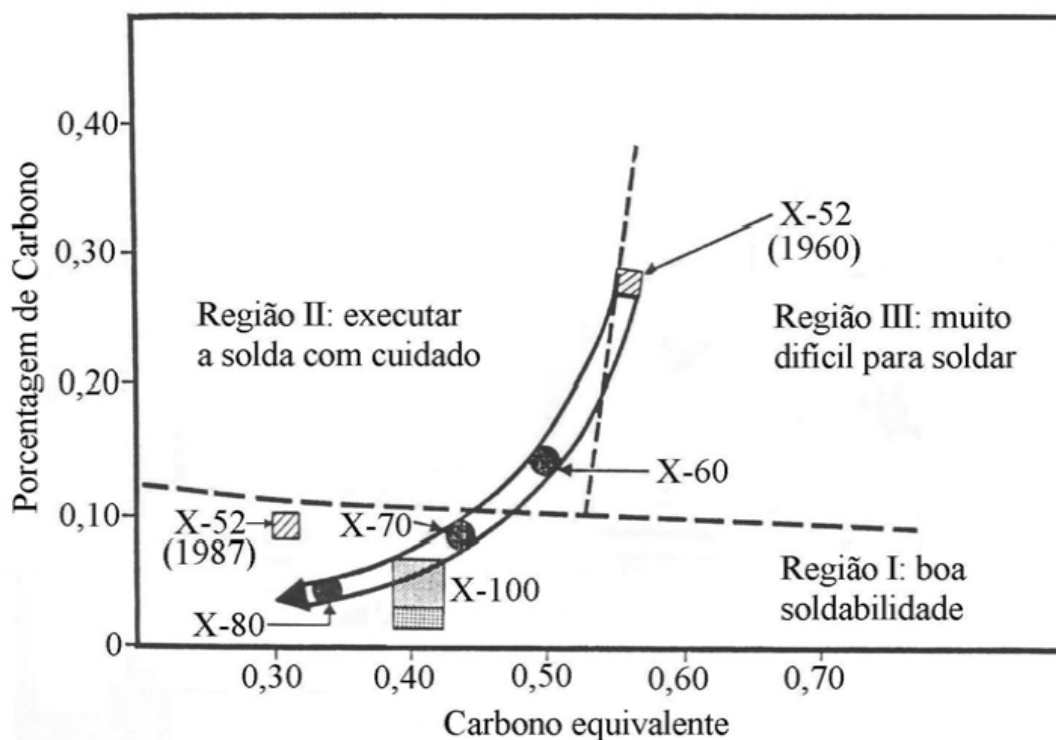


Figura 21 – Evolução da soldabilidade dos aços API.

Nota-se que os primeiros aços X52 eram praticamente impossíveis de serem soldados se comparados com os que apresentam limites de escoamento na faixa de X70 a X100.[14] Atualmente, estes materiais possuem teores de carbono menores que 0,1% e, sendo assim, o parâmetro utilizado para medir a soldabilidade tem sido carbono equivalente (C_{eq}), definido pela norma API 5L 2000[13] como:

$$C_{eq} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \cdot B \quad (1)$$

Extensivas investigações laboratoriais e industriais mostraram que com uma escolha adequada da composição química e dos parâmetros da laminação controlada, poder-se-iam produzir aços API 5L X80 contendo ferrita acicular, com quantidades de carbono menores que 0,06% e, ainda, associado a excelente resistência mecânica e tenacidade.[14] As composições químicas e as propriedades mecânicas, tais como os limites de escoamento e resistência e o alongamento total (AT) podem ser visualizadas nas tabelas 3 a 5.[16] As tabelas 3 e 4 apresentam duas alternativas do material API 5L X80 utilizado na fabricação de dutos. A tabela 5 apresenta um material da classe X100, obtido a partir do aço API 5L X80 apresentado na tabela 3.

Ressalta-se que a obtenção do API 5L X100 (nestas condições) é possível devido à eficiência do equipamento utilizado, o qual permite um aumento significativo da taxa de resfriamento aplicada ao material logo após a laminação controlada.

Tabela 3 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80– contendo 0,05%C.[16]

API 5L X80: Tubo Ø30” x 0,812”								
Composição Química (%massa)								
C	Si	Mn	P	S	Nb	V	N	Ceq
0,05	0,26	1,74	0,014	0,001	0,038	0,04	0,030	0,15
Propriedades Mecânicas								
Direção	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	Resfriamento Lento				
Longitudinal	594	647	42,6					
Transversal	614	690	37,1					

Tabela 4 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – contendo 0,08%C.[16]

API 5L X80: Tubo Ø36” x 0,625”								
Composição Química (%massa)								
C	Si	Mn	P	S	Nb	V	N	Ceq
0,08	0,43	1,68	0,007	0,002	0,034	0,08	0,040	0,19
Propriedades Mecânicas								
Direção	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	Resfriamento Lento				
Longitudinal	556	653	41,8					
Transversal	590	678	36,2					

Tabela 5 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X100 – contendo 0,05%C.[16]

API 5L X100: Tubo Ø30” x 0,812”								
Composição Química (%massa)								
C	Si	Mn	P	S	Nb	V	N	Ceq
0,05	0,26	1,74	0,014	0,001	0,038	0,04	0,030	0,15
Propriedades Mecânicas								
Direção	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	Resfriamento Rápido				
Longitudinal	689	779	36,8					
Transversal	717	814	37,8					

Em função da taxa de resfriamento utilizada, pode-se obter materiais de classes diferentes (X80 ou X100) mesmo que a composição química não mude. No entanto, pode-se variar a taxa de resfriamento sem que a classe do material seja mudada, com o intuito de obter melhores propriedades mecânicas. O efeito do resfriamento acelerado após a laminação controlada para o aço API 5L X80 está representado através das tabela 6 (composição química), tabela 7 (propriedades mecânicas da chapa) e tabela 8 (propriedades mecânicas do tubo). [16] O material foi obtido da seguinte maneira: a operação final de laminação foi conduzida na temperatura denominada FT (*Finishing Rolling Temperature*) igual a 760°C, sendo que a temperatura de resfriamento final denominada FCT (*Finishing Cooling Temperature*) foi de 525°C para a condição 1 e 445°C para a condição 2. Esta diminuição na temperatura de resfriamento é responsável pelo aumento da porcentagem de ferrita acicular (condição 2 apresenta maior porcentagem) proporcionando ao material um alto limite de resistência associado a uma boa tenacidade. Entretanto, vale ressaltar que o limite de escoamento mínimo para o aço X80 de 550MPa, exigido pela norma API, será atingido após a fabricação do tubo devido a capacidade de encruamento do material.

Tabela 6 - Composição química (%massa) do aço API 5L X80 – Bufalini et al.[16]

C	Mn	P	S	Si	Nb	Ti	Ni	Cr	Mo	Ceq
0,06	1,87	0,030	0,003	0,29	0,037	0,093	0,27	0,16	0,13	0,18

Tabela 7 - Propriedades mecânicas da chapa do aço API 5L X80 – Bufalini et al.[160]

Condição	Processo		Propriedades Mecânicas			Microestrutura	
	FT [°C]	FCT [°C]	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	CVN _(-20°C) [J]	PF* [%]	AF** [%]
1	760	525	536	712	146	50	50
2	760	445	452	742	188	20	80

* PF: Ferrita poligonal (α_p ^[20, 23])

** AF: Ferrita acicular (α_B^0 ^[20, 23])

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do tubo do aço API 5L X80 – Bufalini et al.[16]

Condição	Processo		Propriedades Mecânicas			Microestrutura	
	FT [°C]	FCT [°C]	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	CVN _(-20°C) [J]	PF* [%]	AF** [%]
1	760	525	596	719	140	50	50
2	760	445	637	743	162	20	80

* PF: Ferrita poligonal (α_p ^[20, 23])

** AF: Ferrita acicular (α_B^0 ^[20, 23])

3.4.1. Efeito dos elementos de liga sobre o aço API 5L X80

Os efeitos dos elementos de liga no aço API 5L X80 obtido por processamento termomecânico controlado estão apresentados na tabela 9.[18] A composição química e as propriedades mecânicas deste aço estão nas tabelas 10 e 11, respectivamente.

Os efeitos da adição de nióbio em um aço com 0,07%C, 1,9%Mn e 0,015%Ti podem ser vistos na figura 22. A adição de 0,03 a 0,05% de nióbio provocou um aumento de 70 MPa no limite de escoamento do material e 30 MPa no limite de resistência. Isto mostra que o nióbio é um elemento muito efetivo para o aumento do limite de escoamento. Com relação à adição de Ti, relata-se que adicionar Nb e Ti ao mesmo tempo é mais eficaz do que só adicionar Ti, isto porque obtém-se um

tamanho de grão mais refinado como resultado da “inibição” da recristalização durante a laminação.[18]

Tabela 9 - Parâmetros utilizados na laminação controlada para obtenção das ligas do aço API 5L X80 – Park et al.[18]

Temperatura de reaquecimento	1100 a 1200 °C
Taxa de redução acumulada	60 a 70 %
Temperatura final de laminação	700 a 780 °C
Taxa do resfriamento acelerado	5 a 20 °C/s
Temperatura final de resfriamento	540 a 450 °C

Tabela 10 - Composição química (%massa) do aço API 5L X80 – Park et al.[18]

C	Mn	Nb	V	Ti	Cu	Ni	Mo
0,07 a 0,10	1,70 a 2,00	0,030 a 0,050	0,050 a 0,080	0,010 a 0,020	0,10 a 0,30	0,10 a 0,30	0,10 a 0,30

Tabela 11 - Propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – Park et al.[18]

Espessura [mm]	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	DWTT _(-20°C)	CVN _(-20°C) [J]
14 a 20	580 a 680	700 a 800	23 a 31	100 %	160 a 210

A adição de 0,05% de vanádio promove um aumento de 50 MPa tanto no limite de escoamento como no limite de resistência do material enquanto que, o molibdênio aumenta o limite de resistência do material em 70 MPa e não altera o limite de escoamento. Estes efeitos são mostrados nas figuras 23 e 24, respectivamente.[18]

Sendo assim, a resistência mecânica deste aço pode ser aumentada por volta de 200MPa através da adição de elementos de liga em sua composição básica (0,07%C, 1,9%Mn e 0,015%Ti). Mostrou-se que a adição de nióbio e titânio aumenta a resistência em 100 MPa, devido ao efeito do refinamento do grão. O vanádio

melhora o limite resistência em aproximadamente 50 MPa devido ao endurecimento por precipitação, e a adição de molibdênio, cobre e níquel aumentam a resistência por volta de 100MPa em função da sinergia entre o efeito da transformação e endurecimento por solução sólida.[18]

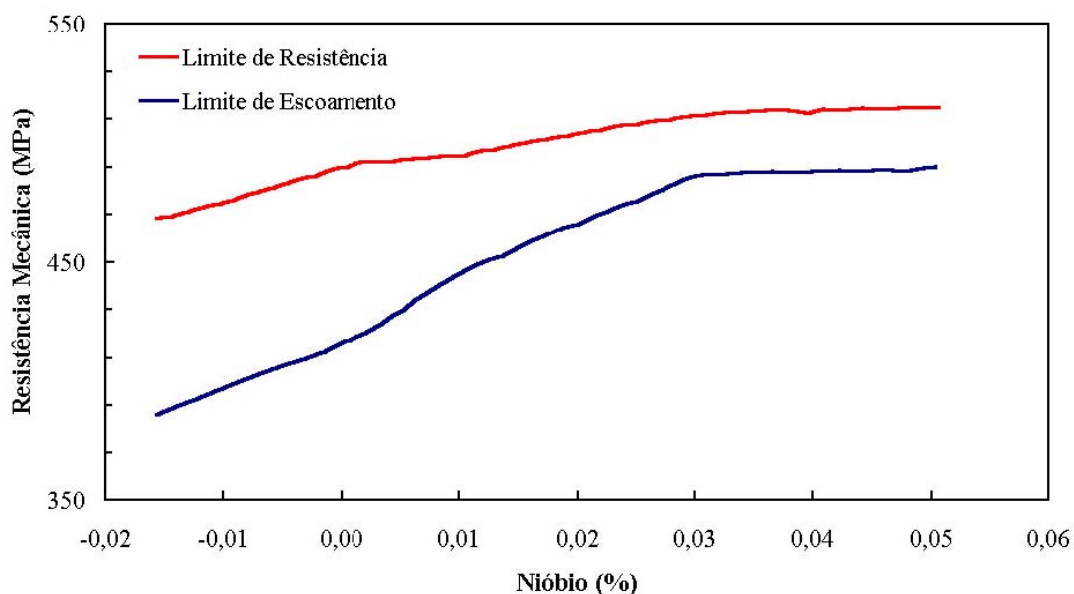


Figura 22 - Efeitos da adição de nióbio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.[18]

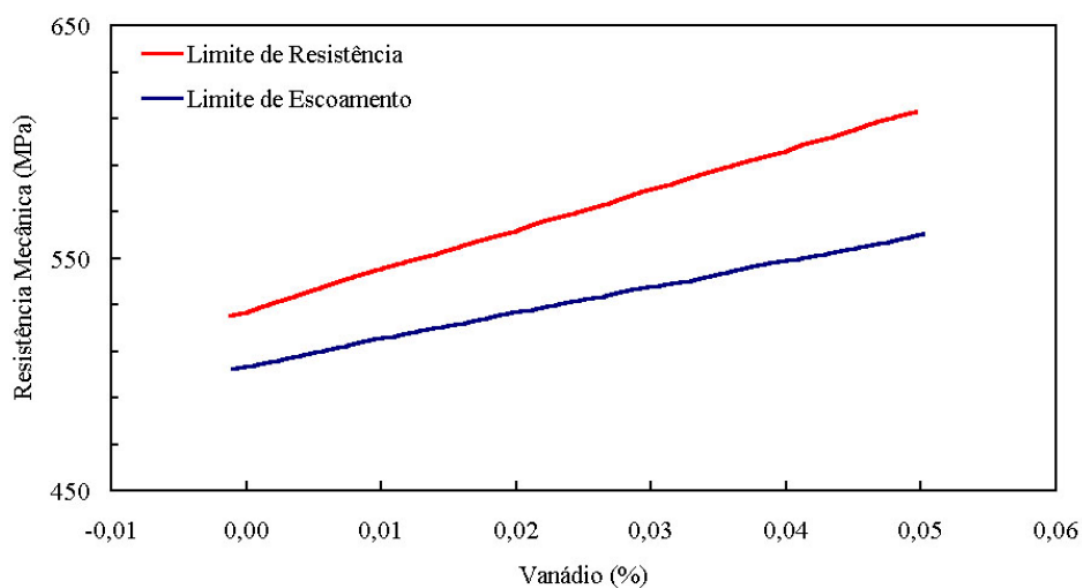


Figura 23 - Efeitos da adição de vanádio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,043%Nb – 0,015Ti.[18]

Conforme a figura 25, adições de nióbio e titânio aumentam a tenacidade do material, sendo que para a adição de 0,04%Nb o aumento da tenacidade ao impacto é muito pronunciado (efeito do refinamento do grão). Por outro lado, conforme figura 26, a adição de vanádio não provoca um aumento significativo na tenacidade ao impacto, apesar do endurecimento por precipitação.[18]

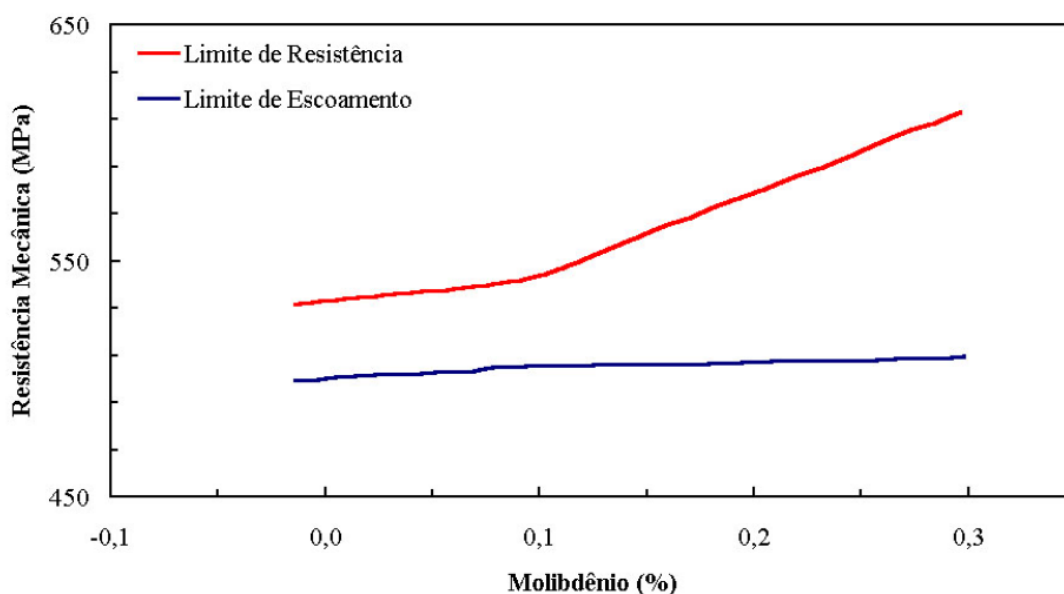


Figura 24 - Efeitos da adição de molibdênio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,043%Nb – 0,015Ti.[18]

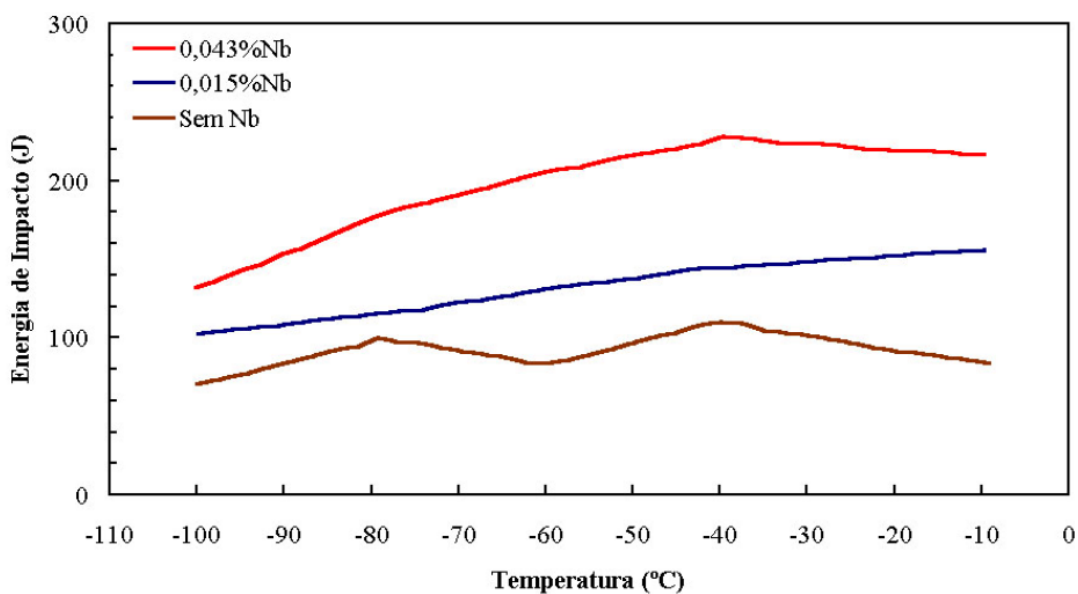


Figura 25 - Efeitos da adição de nióbio na tenacidade ao impacto de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.[18]

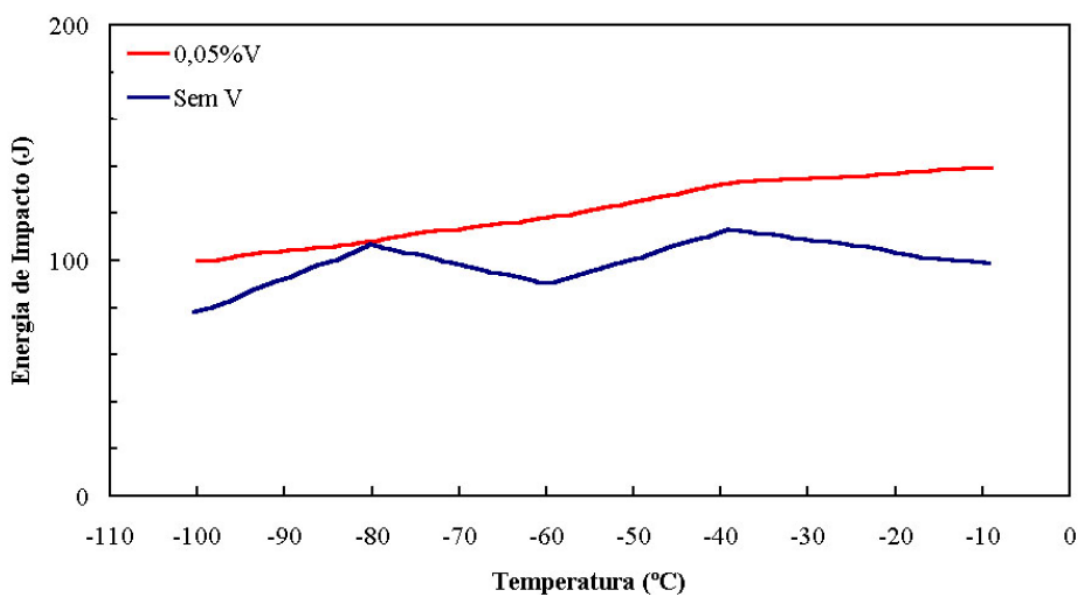


Figura 26 - Efeitos da adição de vanádio na tenacidade ao impacto de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.[18]

3.4.2. Desenvolvimento do aço API 5L X80 no Brasil

Com base nos requerimentos do aço API 5L X80, que pode ser obtido com diferentes composições químicas e através de processos de fabricação variados, Lazzari et al.[19] estudaram duas ligas: a Nb-V-Cr-Ni e a Nb-Mo-Ti, produzidas pela COSIPA

em 1986. Ambas foram obtidas pelo processo de laminação controlada, com adição de cálcio para controle da morfologia das inclusões de sulfeto. Dados adicionais da laminação controlada podem ser vistos na tabela 12.

Tabela 12 - Parâmetros utilizados na laminação controlada para obtenção das ligas do aço API 5L X80 – Lazzari et al.[19]

Temperatura de reaquecimento	1100 °C
Redução total de espessura	95 %
Redução total na região de não recristalização na operação de acabamento	67 %
Temperatura final de laminação	740 °C

A microestrutura resultante foi grão de ferrita alongado contendo ilhas do constituinte MA dispersas (microestrutura diferente daquela encontrada por Bufalini e Pontremoli [14]). Para a liga Nb-V-Cr-Ni, o tamanho de grão médio é de 5,8 μm e a fração volumétrica de MA é 13,4%. A liga Nb-Mo-Ti apresenta tamanho de grão médio igual a 6,35 μm e a fração volumétrica de MA é 16,7%. As ligas apresentam carbono equivalente, calculado a partir da equação 1, menor que 0,25% e energia de impacto absorvida no ensaio *Charpy*, na direção transversal da chapa, a -20°C de 102 J para a liga Nb-V-Cr-Ni e 174 J para a liga Nb-Mo-Ti. A composição química e as propriedades mecânicas das ligas são apresentadas na tabela 13.[19]

Tabela 13 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil – dados de 1986.[19]

Composição Química (%massa)												
Liga	C	Mn	Si	Al	Nb	V	Cr	Ni	Mo	Ti	N	Ceq
A	0,09	1,56	0,37	0,022	0,044	0,066	0,20	0,22	---	---	0,007	0,20
B	0,08	1,53	0,21	0,026	0,026	---	---	---	0,34	0,016	0,004	0,19
Propriedades Mecânicas												
Liga	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	$CVN_{(-20^\circ C)}$ [J]	Liga A: Nb-V-Cr-Ni Liga B: Nb-Mo-Ti							
A (chapa)	565	703	28	102								
B (chapa)	488	663	31	174								
A (tubo)	590	721	26	87								
B (tubo)	564	694	30	123								

Os tubos foram produzidos, através do processo UOE (dobramento em U, fechamento em O e Expansão E) [7], com diâmetro externo de 22” (558,8 mm) e 9,53 mm de espessura. Comparando-se os resultados de propriedades mecânicas entre a chapa e o tubo, apresentadas na tabela 13 e na figura 27, percebe-se que a liga Nb-Mo-Ti apresenta limites de escoamento e resistência inferiores e tenacidade ao impacto superior à liga Nb-V-Cr-Ni. Como a liga Nb-Mo-Ti apresenta maior capacidade de encruamento, os requisitos para o material API 5L X80 (tabela 2) podem ser obtidos durante o processo de fabricação (UOE) do tubo. Ressalta-se, portanto, que esta liga é uma boa opção para os fabricantes de tubos, pois as chapas com baixo limite de escoamento apresentam melhor formabilidade.[19]

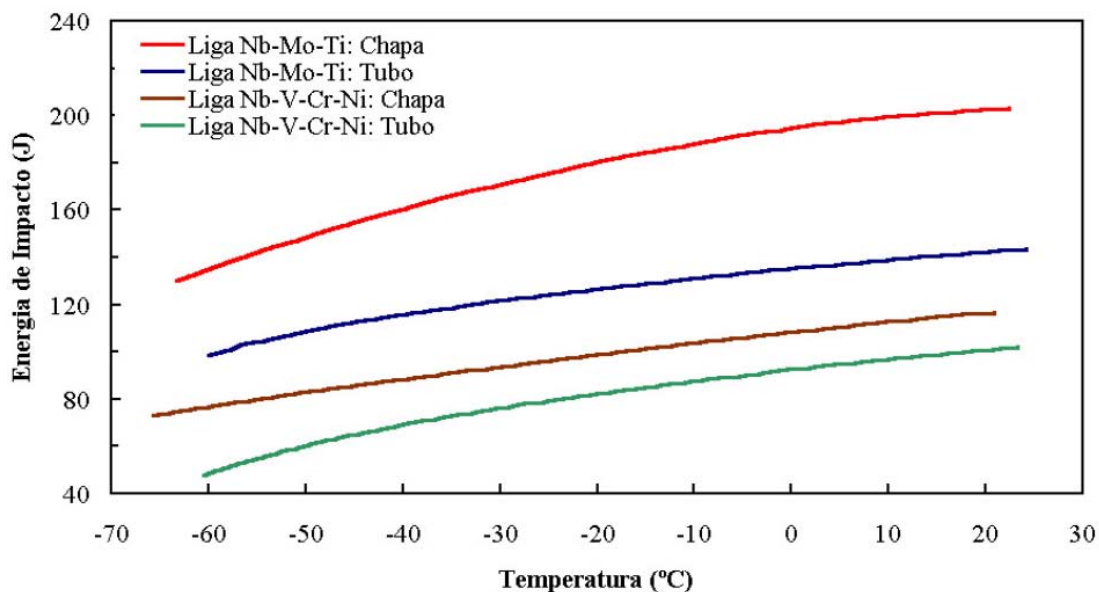


Figura 27 - Curvas de energia de impacto absorvida versus temperatura para amostras transversais das ligas Nb-Mo-Ti e Nb-V-Cr-Ni.[19]

Como resultado de um primeiro trabalho, Lazzari et al.[19] acreditam que a fabricação do aço API 5L X80 por laminação controlada no Brasil apresenta bons resultados de propriedades mecânicas, porém ressaltam a necessidade do desenvolvimento contínuo desta classe de material. Dados mais recentes (atualização de 2002) de quatro corridas (códigos 45, 46, 51 e 52) de chapas de material API 5L X80 desenvolvido no Brasil pela *USIMINAS* estão na tabela 14.[20] As melhorias apresentadas são: diminuição da fração volumétrica de MA para a faixa de 5%, menor quantidade de carbono e melhoria das propriedades de tenacidade à fratura. Porém, foi necessário adicionar elementos de liga tais como nióbio, cromo e molibdênio (provável aumento de custo).

Tabela 14 - Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil – dados de 2002.[20]

Composição Química (%massa)												
Cód.	C	Mn	Si	Al	Nb	V	Cr	Ni	Mo	Ti	N	Ceq
45	0,07	1,76	0,18	0,028	0,071	0,005	0,20	0,02	0,16	0,014	0,0062	0,19
46	0,04	1,75	0,17	0,032	0,073	0,005	0,21	0,02	0,16	0,013	0,0035	0,16
51	0,04	1,85	0,18	0,033	0,073	0,005	0,32	0,02	0,03	0,016	0,0037	0,16
52	0,04	1,86	0,19	0,032	0,075	0,006	0,33	0,02	0,03	0,017	0,0049	0,16
Propriedades Mecânicas												
Cód.	σ_{LE} [MPa]		σ_{LR} [MPa]		A_T [%]		$CVN_{(-20^{\circ}C)}$ [J]		Cód. 45 e 46: Liga Nb-Cr-Mo Cód. 51 e 52: Liga Nb-Cr			
45	512		662		27		176					
46	543		671		27		224					
51	550		676		27,5		232					
52	523		642		27,5		221					

Os materiais na forma de chapa apresentados nas tabelas 13 e 14 que aparentemente não apresentam os requisitos para o aço API 5L X80, ao serem deformados a frio durante o processo de fabricação do tubo, terão seus limites de escoamento e resistência aumentados em função da capacidade de encruamento do material, alcançando assim os requisitos da AP

3.5. Soldagem das linhas dutoviárias

3.5.1. Soldabilidade de aços ARBL

O aumento na demanda de energia trouxe a necessidade de tubulações que pudessem operar em condições muito severas como altas pressões, baixas temperaturas e meios agressivos, conseqüentemente, existe também a necessidade que a junta soldada (metal de solda e ZTA) tenha propriedades mecânicas compatíveis com o metal de base.

O processo de fabricação dos aços de alta resistência e baixa liga, envolve laminação controlada e adição de elementos de liga cujo principal objetivo é a obtenção de um tamanho de grão fino. O resultado deste processamento pode ser parcialmente destruído durante o processo de soldagem. A soldagem longitudinal realizada durante a fabricação do tubo, geralmente tem as propriedades mecânicas garantidas pelo ajuste adequado dos parâmetros de soldagem que se torna de mais

fácil controle por ser uma solda de fábrica mecanizada. No entanto durante a construção e montagem do duto é necessário determinar cuidadosamente os parâmetros de soldagem que venham a afetar a performance do duto em operação. A soldabilidade, no presente caso pode ser definida como uma medida da resistência inerente do aço (tubo) para aceitar um passe de raiz sob dadas condições de aporte de calor sem que ocorra trinca ou que produza uma estrutura susceptível à trinca quando sob condições de tensões resultantes da manipulação da tubulação. No entanto é conhecido que o processo de soldagem introduz algum tipo de defeito nas estruturas soldadas, mesmo que não sejam detectáveis pelos métodos disponíveis de ensaios destrutivos.

Em geral um aço apresenta boa soldabilidade se, depois de soldado, possui boa tenacidade e o metal de solda não se torne frágil. Os fatores mais importantes que influenciam na soldabilidade são:

- As transformações produzidas na ZTA.
- A composição química do metal base e do consumível.
- As tensões residuais geradas durante a soldagem.
- O procedimento de soldagem empregado.

É por tanto apropriado caracterizar a soldabilidade de aços para tubos como a resistência da junta soldada a iniciação da propagação de uma trinca a partir de um defeito pré-existente, levando a fratura sob condições de operação.

3.5.2. Carbono equivalente (CE)

Um dos critérios mais empregados que relaciona o grau de soldabilidade é a utilização do índice chamado carbono equivalente (CE). Como o carbono é o elemento que mais influencia na temperabilidade e na dureza final do aço, têm se considerado denominar o Carbono Equivalente como um índice que permite correlacionar a composição química do aço com sua tendência a apresentar estruturas frágeis quando este é submetido a um processo de soldagem; porém atualmente existe uma tendência de reduzir a quantidade de carbono nos aços como o mostrado por Barnes, onde essa redução tem um efeito benéfico nas propriedades da junta soldada principalmente na tenacidade. Muitas fórmulas foram propostas e encontram-se na literatura, e principalmente elas foram obtidas sob o ponto de vista

da temperabilidade do aço (tendência a formar martensita). Duas fórmulas foram sugeridas para o cálculo da temperatura de preaquecimento neste tipo de aços para tubulações, proposta pelo International Institute of Welding (IIW).

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (2)$$

Esta fórmula pode ser empregada para aços com conteúdo de carbono superior a 0,18% ou em condições de soldagem que requeiram um esfriamento lento $\Delta t_{8/5} > 12$ segundos.

Outra fórmula muito empregada foi proposta por Ito e Bessyo, e é conhecida como a fórmula do tipo Pcm, esta fórmula é empregada pelo código estrutural AWS D1.1:2004 para a determinação da temperatura mínima de preaquecimento esta fórmula também é um método para avaliação do potencial do aço para formar trincas por hidrogênio (ver equação 1).

Todos os elementos de liga nas duas equações acima são expressos em porcentagem de peso. Liu apresentou o diagrama mostrado na figura 28, para determinar a soldabilidade de diferentes tipos de aços com diferentes teores de elementos de liga relacionando o CE com a porcentagem de carbono, uma vez que o carbono é o elemento determinante claramente na susceptibilidade a formação de trincas.

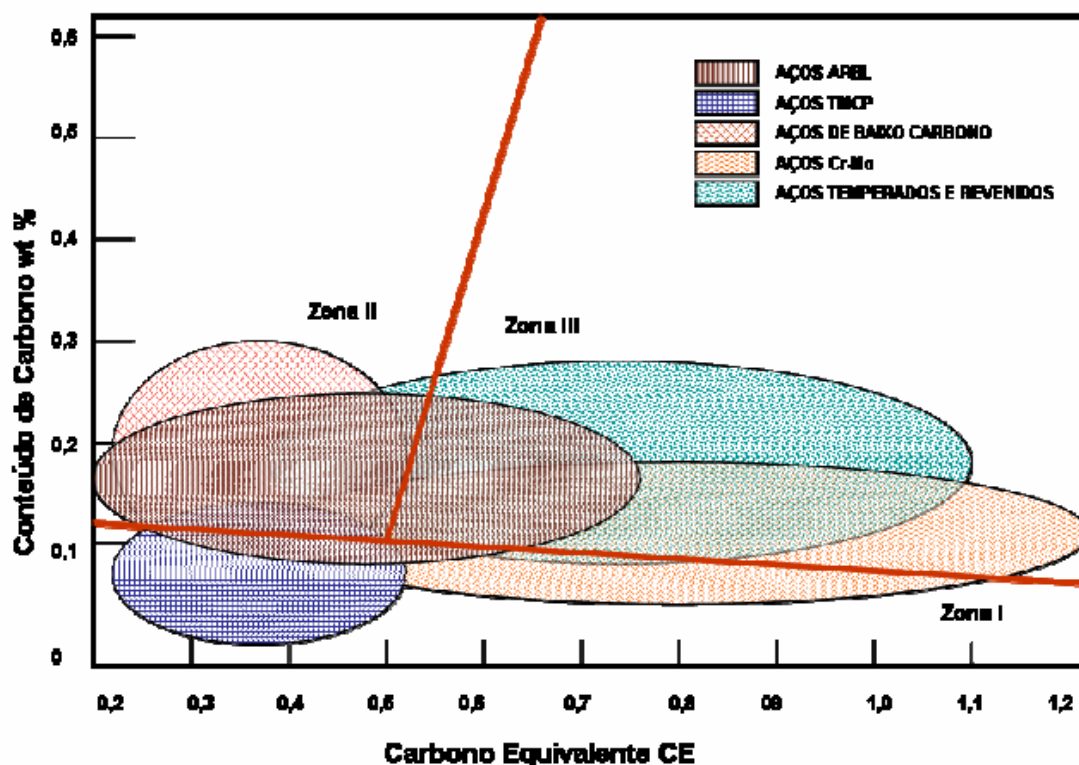


Figura 28 - Mapa de soldabilidade dos aços em função do CE e do conteúdo de C.

Podem ser observadas na figura 28, três regiões ou zonas. Na zona I encontram-se os aços com conteúdo menor de 0,1% de C e sem restrição nenhuma de CE, então a dureza da martensita não é muito alta, porém admite certo nível de tenacidade e risco a ocorrência de trincas é quase improvável, podendo ocorrer na presença de uma porcentagem alta de hidrogeno dentro do cordão de solda. Na zona II encontram-se aços de baixa liga, mas com um conteúdo de carbono maior que 0,1 %, estes aços requerem alguns cuidados como temperatura de preaquecimento apropriada e tratamentos térmicos após a soldagem. Na zona III, encontram se os aços com a maior dificuldade para realizar a soldagem devido a seu alto teor de carbono e conseqüentemente alto CE, porém eles têm uma alta tendência de desenvolver trincas a frio. Para realizar soldas com sucesso nestes aços deve-se ter um bom controle dos procedimentos de soldagem, por exemplo, nas temperaturas de preaquecimento e pós-soldagem, controle da temperatura entre passes e os parâmetros próprios de soldagem. Alguns aços contendo Cr e Mo, aços de alta resistência e baixa liga, e alguns aços produzidos por processamento termomecânico encontram-se neste grupo.

3.5.3. Zona termicamente afetada

A soldagem afeta uma região do metal de base adjacente à poça de fusão, a qual é submetida a um rápido ciclo térmico de aquecimento e resfriamento o qual pode vir a alterar a microestrutura e as propriedades mecânicas em relação à zona fundida e o metal de base não alterado, a essa região dá-se o nome de zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC). Segundo Lundim a extensão da ZTA depende da geometria da junta, espessura da chapa, propriedades térmicas do material, temperatura de preaquecimento e principalmente do processo e respectivos parâmetros de soldagem. A ZTA é facilmente visível nos aços por meio de uma macrografia, sua extensão vai desde a região onde o aço atinge a temperatura de fusão até a distância na qual se atinge a temperatura crítica inferior a A_{c1} ($723\text{ }^{\circ}\text{C}$). A ZTA é normalmente subdividida em quatro regiões (ver figura 29):

- Região de Grãos Grosseiros (RGG), Esta região atinge temperaturas de pico entre 1100°C e 1400°C produzindo um crescimento de grão austenítico, porém uma deterioração da tenacidade devido ao maior tamanho de grão. Dependendo da taxa de resfriamento as fases observadas nesta região incluem ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita bainítica, e martensita em ripas. Além disso, as fases enriquecidas em carbono ou fases secundárias podem transformar-se em perlita, carbonetos ou constituinte AM..
- Região de Grão Finos (RGF), Esta região é submetida a temperaturas mais baixas, não havendo crescimento de grão austenítico. A grande área de contorno de grão tende a promover a nucleação de ferrita, sendo que a austenita enriquecida remanescente no centro do grão pode transformar-se em perlita.
- Região Intercrítica (RI), Durante o resfriamento, a austenita enriquecida em carbono e manganês, poderá transformar-se em uma grande variedade de micro estruturas como perlita, bainita superior, martensita auto-revenida ou martensita de alto carbono, dependendo da taxa de resfriamento $\Delta T_{8/5}$.
- Região Subcrítica (RS), Embora não pareça ocorrer mudança nas morfologias dos microconstituintes, o efeito combinado do aquecimento e da tensão residual pode causar envelhecimentos dinâmicos, levando a uma fragilização da estrutura.

Tem-se verificado que a fragilidade da ZTA pode ocorrer nas RGG, RI e RS, dependendo do tipo do aço e processo de soldagem. Caso a RI seja mais frágil, torna-

se difícil localizar a sua fragilidade, pois devido ao pequeno tamanho de grão dessa região é difícil distingui-la da RS. Entretanto para os aços de tubulações, a RGG é aquela que sempre tem apresentado a maior fragilidade dentre as demais regiões da ZTA.

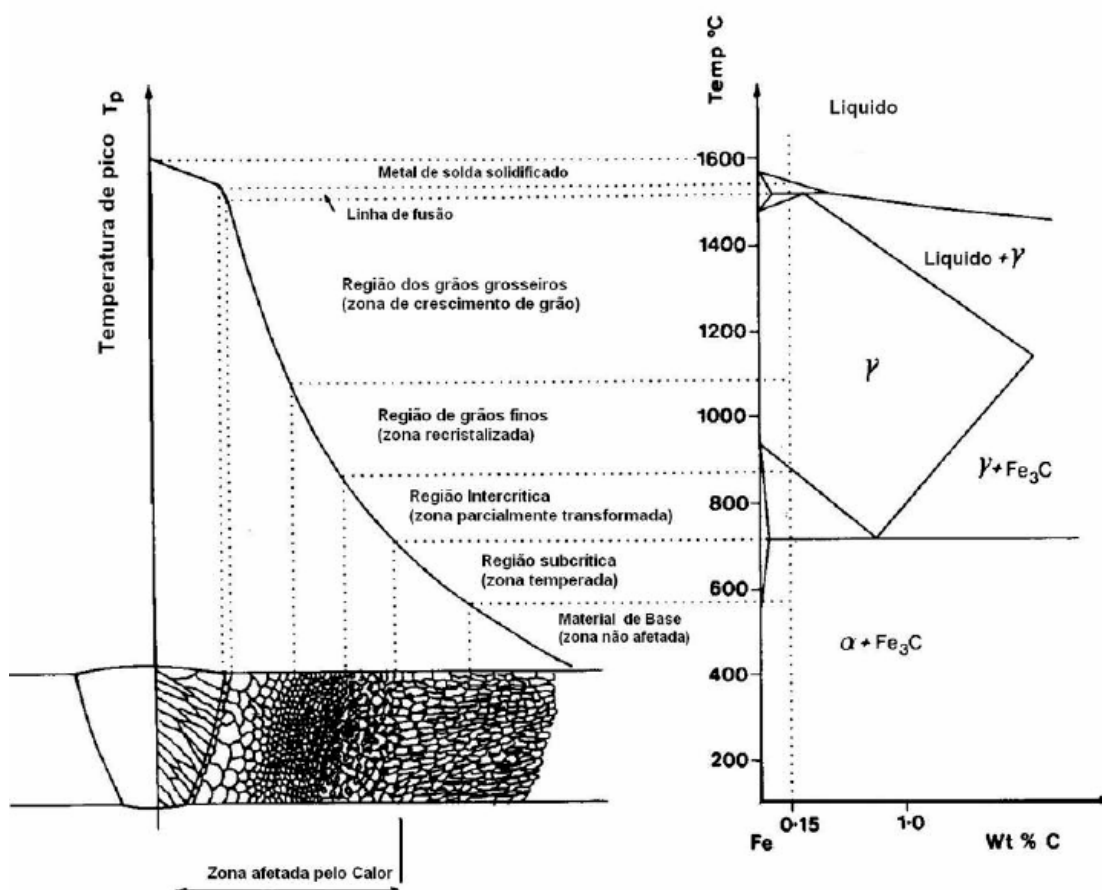


Figura 29 - Diagrama esquemático de várias sub-zonas da ZTA de um aço com 0.15% C.

3.5.4. Efeito de vários passes de solda na ZTA

Na soldagem multipasse a situação é mais complexa que a solda de um único passe, devido à transformação parcial da microestrutura da ZTA inicial pelo passe subsequente, isto é, cada cordão de solda é tratado termicamente pelo cordão seguinte, tendo como resultado uma ampla gama de microestruturas as quais dependem da distância que se encontra aquela região até a zona fundida. A região de grãos grosseiros (RGG) dependendo de sua localização experimenta um ou mais ciclos térmicos, podendo passar a ser, dependendo da temperatura de reaquecimento,

região de grãos finos, região intercrítica e região subcrítica, na figura 30 mostra-se o efeito das transformações produzidas pela seqüência de passes.

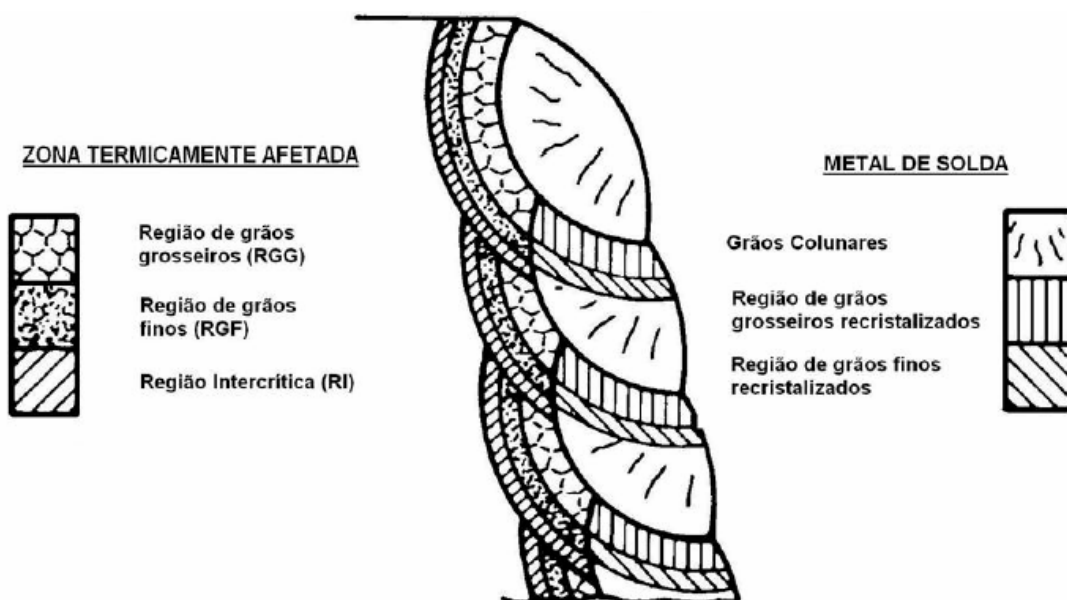


Figura 30 - Regiões da ZTA em soldas multipasse.

O reaquecimento também refina a microestrutura nas partes adjacentes da zona termicamente afetada. Koso et al [21] fizeram um estudo com um aço tipo ARBL temperado e revenido, utilizando técnicas de simulação de ciclos térmicos e verificaram que a região de grãos grosseiros reaquecida inter-criticamente apresentou ilhas de martensita indicando uma baixa tenacidade. Uma região crítica na qual a tenacidade é desejável é o topo da solda, visto que a última camada a ser depositada em uma solda multipasse pode não receber o beneficiamento do tratamento da recristalização. É preciso um planejamento cuidadoso do cordão final (ou dos cordões finais) para assegurar que ocorra o refino dos grãos onde for necessário.

3.5.5. Efeito da composição química e dos parâmetro de soldagem sobre a microestrutura do metal de solda

A microestrutura do metal de solda é função da taxa de resfriamento e da composição química, desse modo, o procedimento de soldagem pode influenciar de forma determinante a microestrutura obtida. Segundo Castello et al [22], é possível

obter microestruturas diferentes para um mesmo eletrodo, mudando a posição de soldagem de vertical ascendente para vertical descendente, mantendo-se os demais parâmetros de soldagem fixos. Segundo Siqueira et al [23], independentemente do tipo de processo de soldagem, as propriedades mecânicas dos metais de solda estão diretamente relacionadas a sua microestrutura, mais precisamente com os percentuais dos diferentes tipos de microconstituintes presentes nesta região da junta soldada. Os principais microconstituintes de metais de solda de aços ferríticos são: a Ferrita Acicular (FA), constituído por grãos extremamente finos, que associa uma alta resistência mecânica com boa tenacidade, a Ferrita Primária (FP), de grãos relativamente grosseiros que pode ser nucleada nos contornos de grão da austenita ou no seu interior e se caracteriza por possuir uma baixa dureza e resistência mecânica, e Ferrita com Segunda Fase (FS). Um estudo feito por Dos Santos e Trevisan [24] em juntas de aço API 5L X70 empregando arame tubular autoprotetido, mostraram que os cordões de solda apresentaram uma solidificação caracterizada por grãos colunares, típica de processos de soldagem por fusão. A decomposição da austenita primária forma grãos colunares grosseiros, delimitados nas bordas por ferrita em forma de veios no contorno de grão, conhecida como Ferrita de Contorno de Grão (FCG). Também mostraram que a composição principal intragranular é formada por Ferrita Acicular (FA), nucleada principalmente em inclusões, característica da soldagem de aços de alta resistência e baixa liga.

3.5.6. Formação do microconstituente AM e sua influencia na tenacidade

O constituinte AM consiste de martensita de alto carbono e austenita retida, e costuma aparecer durante a soldagem de aços de alta resistência, sendo quase impossível eliminar sua formação especialmente quando o aço é soldado com altos aportes de calor. Sua formação também está relacionada com a presença de elementos de liga como C, Si, Mn, Mo, Ni, e com altas taxas de resfriamento após a soldagem [25].

Em soldas multipasse, ou seja, quando a ZTA de um primeiro passe sofre um segundo ciclo térmico e a temperatura de pico é menor que Ac_1 , a microestrutura chega a ser a mesma do primeiro ciclo térmico. Quando a temperatura de pico é menor que Ac_1 e Ac_3 , ou seja, provocará uma nova região intercrítica, o constituinte

A-M forma-se preferencialmente ao longo dos limites de grão da austenita, a qual foi transformada desde uma região rica em carbono, e foi re-austenizada durante o segundo ciclo térmico.

Quando a temperatura de pico do segundo ciclo térmico atinge temperaturas superiores a Ac_3 , a austenita forma-se nas regiões ricas em carbono, para logo o carbono se difundir uniformemente na matriz. Durante o resfriamento, a austenita se transforma em ferrita bainítica e ferrita poligonal, com baixo conteúdo de carbono, ficando uma austenita com alto conteúdo de carbono, a qual gerará o constituinte AM. Estes fenômenos ocorrem na região de grãos finos e grãos grosseiros da ZTA [26].

A presença do microconstituente AM (austenita – martensita) na junta soldada também traz algum efeito nas propriedades mecânicas da mesma; assim Matsuda et al [27] simularam condições de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ para aços de alta resistência e baixa liga, concluindo que um incremento da fração na percentagem da área de constituinte AM massivo (aprox. > 2,2%) reduz rapidamente a tenacidade. Estudos feitos por Ikawa et al [28] em aços ARBL e por Thompson e Krauss [29], atribuem uma queda da tenacidade nos materiais estudados com o aumento da fração volumétrica do microconstituente AM.

3.5.7. Soldagem de tubulações

Segundo Widgery [30], tem-se notícia de que a soldagem de tubulações iniciou-se em 1929 assumindo, porém característica produtiva somente a partir de 1933 que foi aplicada em produção. A soldagem circunferencial de tubos representa um papel fundamental na montagem de dutos. Entretanto, mesmo considerando toda a experiência já adquirida, a tecnologia de soldagem de tubulações encontra-se em constante desenvolvimento, atualizando-se para atender aos requisitos de soldabilidade de novos materiais e às crescentes necessidades de aumento da produtividade.

Os principais processos utilizados na soldagem de tubulações e aceitos pela norma API 1104, são: processo SMAW (Shielded Metal Arc Welding), soldagem com eletrodo revestido; processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), conhecido como processo TIG; processo GMAW (Gas Metal Arc Welding), conhecido como

processo de soldagem a arco elétrico com proteção por gás e eletrodo consumível e o processo FCAW (Flux Cored Arc Welding), que é a soldagem com arame tubular. Sendo que para a soldagem de dutos de alta resistência em campo os processos mais utilizados são o GMAW automatizado e o SMAW manual.

3.5.7.1. Processo de soldagem com eletrodo revestido

A soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido (*Shielded Metal Arc Welding – SMAW*), também conhecida como soldagem manual a arco elétrico, é o processo mais empregado entre os vários processos de soldagem. A soldagem é realizada com o calor de um arco elétrico mantido entre a extremidade de um eletrodo metálico revestido e a peça de trabalho. O calor produzido pelo arco funde o metal (alma do eletrodo) e o revestimento [31]. O metal é depositado por meio das gotas ejetadas pelo metal fundido e recebe proteção, além disso, uma camada de escoria é formada pela queima de alguns componentes do revestimento, onde a escoria protege o metal de solda da atmosfera durante a solidificação [32]. As outras funções do revestimento são: proporcionar estabilidade ao arco, controlar a forma do cordão de solda, adicionar elementos de liga ao metal de solda, formar escoria como agente fluxante e direcionar o arco elétrico.

O equipamento utilizado neste processo consiste de uma fonte de energia, cabos de ligação, um porta-eletrodo, um grampo (conector de aterramento) e o eletrodo consumível. O suprimento de energia pode ser tanto corrente alternada (transformadores), como corrente contínua (geradores ou retificadores), com eletrodo negativo (polaridade direta), ou corrente contínua com eletrodo positivo (polaridade inversa), dependendo das exigências de serviço, por exemplo:

- Corrente contínua – Polaridade direta (CC-): eletrodo ligado ao pólo negativo. Com essa configuração produz-se uma maior taxa de fusão do eletrodo, associada a uma menor profundidade de penetração.
- Corrente Contínua – Polaridade inversa (CC+): eletrodo positivo e a peça negativa. Com essa configuração, maiores penetrações e menores taxas de fusão do eletrodo são obtidas.

- Corrente Alternada (CA): a polaridade alterna a cada inversão da corrente. Com este tipo de configuração, a geometria do cordão será intermediária a aquela obtida em CC+ e CC- [33].

São várias as vantagens do processo de soldagem por eletrodos revestidos. É o processo de soldagem mais simples disponível, e necessita apenas de uma fonte de energia de corrente constante, dois cabos elétricos e o eletrodo. É também o processo de soldagem mais flexível, no sentido que pode ser empregado em qualquer posição de soldagem para quase todas as espessuras dos aços carbono. As desvantagens são as baixas taxas de deposição em comparação a outros processos, tornando-o menos eficiente. Além disso, o uso de eletrodos revestidos para aços carbono requer mais treinamento e habilidades dos soldadores do que os processos de soldagem semi-automáticos e automáticos [33].

3.5.7.2. Processo de soldagem a arco elétrico com proteção por gás e eletrodo consumível (MIG/MAG)

A soldagem GMAW ou MIG/MAG realiza a união de materiais metálicos pelo seu aquecimento e fusão localizados através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico não revestido e maciço na forma de fio a peça (figura 31).

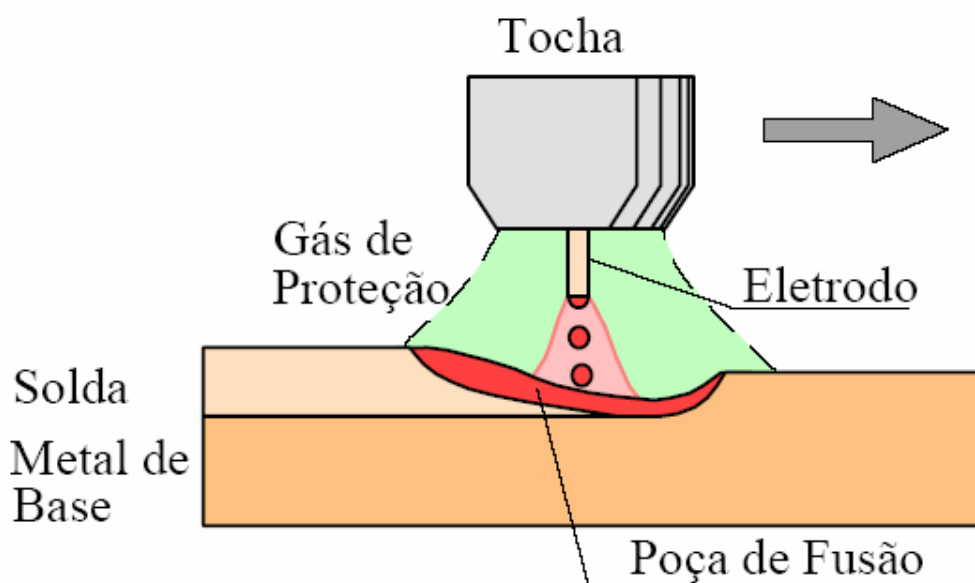


Figura 31 - Processo MIG/MAG.

A proteção do arco e da região da poça é feita por um gás, ou mistura de gases, inerte ou capaz de reagir com o material sendo soldado. Os gases mais usados são o argônio e o CO_2 e, menos comumente, o hélio. Misturas de Ar-He, Ar- CO_2 , Ar- O_2 , Ar- CO_2 - O_2 e outras, em diferentes proporções, são usadas comercialmente. Gases ou misturas de proteção completamente inertes tem, em geral, uso restrito para metais e ligas não ferrosas. Aços, particularmente aço carbono e de baixa liga são soldados com misturas contendo proporções diversas de O_2 e de CO_2 .

O seu equipamento básico inclui fonte de energia, cabos, tocha de soldagem, alimentador de arame e seu sistema de controle, bobina de arame (eletrodo), fonte de gás de proteção com regulador de vazão, ferramentas e material de segurança. A fonte de energia mais usada é do tipo tensão constante regulável com alimentação de arame a velocidade constante. Este tipo de sistema permite o controle automático do controle do arco diretamente através de variações da corrente de soldagem.

Em comparação com a soldagem com eletrodos revestidos, a soldagem GMAW é relativamente mais simples quanto à sua técnica de execução pois a alimentação de metal de adição é feita pelo equipamento e a quantidade de escória gerada é mínima. Por outro lado, este processo é mais complicado em termos da seleção e ajuste de seus parâmetros devido ao seu maior número de variáveis e a forte inter-relação entre elas. São variáveis importantes do processo:

- Diâmetro e composição do arame,
- Tipo do gás de proteção,
- Velocidade de alimentação do arame,
- Vazão do gás de proteção,
- Comprimento do eletrodo e distância da tocha à peça,
- Posicionamento da tocha em relação à peça,
- Corrente de soldagem,
- Tensão de soldagem,
- Velocidade de soldagem,
- Indutância (características dinâmicas) da fonte,
- Técnica de manipulação.

A seleção incorreta destes parâmetros resulta em soldas insatisfatórias devido a problemas metalúrgicos e/ou operacionais como, por exemplo, instabilidade do arco, respingos, falta de fusão ou de penetração, porosidade, etc.

3.6. Processos de fabricação dos dutos

Os tubos utilizados em linhas de dutos são produzidos conforme a norma API. Atualmente existem diversos processos industriais para a produção de tubos, que podem ser fabricados sem etapas de soldagem do material, ou seja, tubos sem costura (“seamless”) resultando em tubos sem o cordão de solda ao longo do comprimento, e tubos com costura (“welded”) que podem ser fabricados com etapas de soldagem do material. Porém, a maioria das linhas dutoviárias utilizam apenas dutos com costura.

Tubos produzidos a partir de chapas freqüentemente utilizam o processo de fabricação denominado de UOE, ilustrado na figura 32. O processo de fabricação consiste inicialmente em conformar a frio a chapa para um formato de U e seqüencialmente, para o formato de O onde as partes laterais são fechadas e um chanfro longitudinal é formado. A etapa posterior é o ponteamento das faces do O, de modo que não ocorram alterações de diâmetro durante o processo de soldagem. Após o ponteamento é realizada a soldagem final pelo processo de arco submerso (SAW –Submerged Arc Welding), sendo o primeiro passe interno e o segundo passe externo. Ensaaios não destrutivos são feitos para garantir a ausência de defeitos na junta soldada. Logo após, o tubo é submetido a uma expansão (E) pela aplicação de pressão interna, cuja finalidade é de ajustar o diâmetro às normas API 5L. Em seguida, uma nova realização de ensaios não destrutivos é feita na junta soldada. Concluindo o processo, faz-se uma inspeção dimensional e a pesagem do tubo.

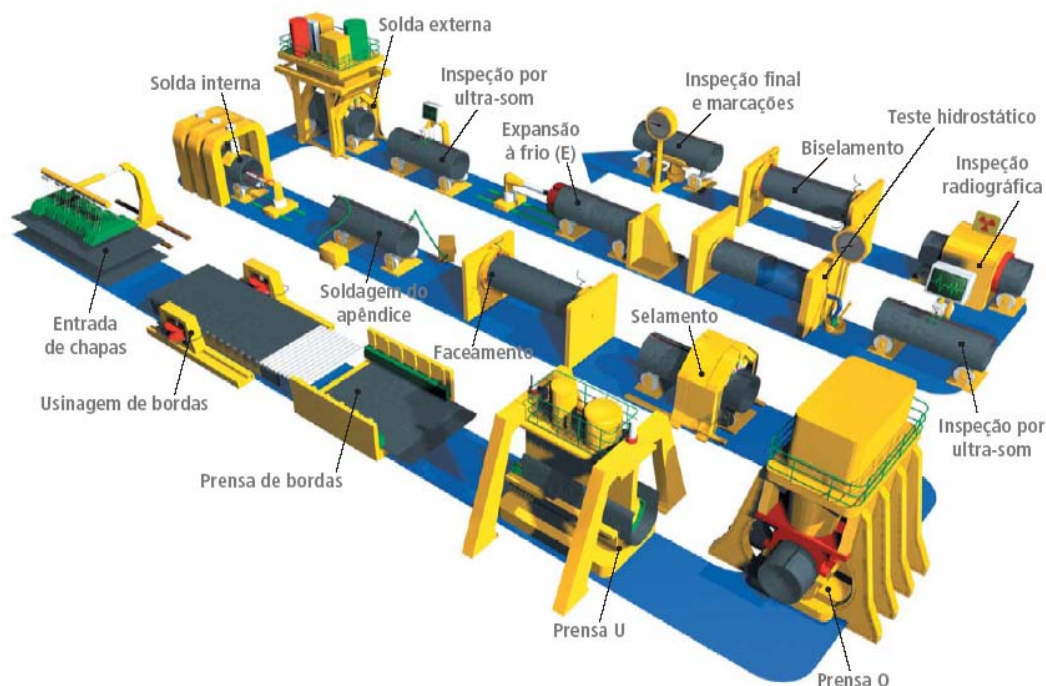


Figura 32 - Processo de fabricação UOE.

Tubos produzidos em linha contínua a partir de bobinas laminadas costumam apresentar dois tipos de processos diferentes de produção, o processo SAW espiral-helicoidal contínuo (figura 33) e processo ERW Longitudinal contínuo (figura 34). O processo espiral-helicoidal consiste em dobrar continuamente a bobina laminada na forma de um tubo ao mesmo tempo em que ocorre a soldagem interna e externa por arco submerso. Após o dobramento e a soldagem o duto contínuo é cortado, faceado e selado e então, passa por processos de inspeção.

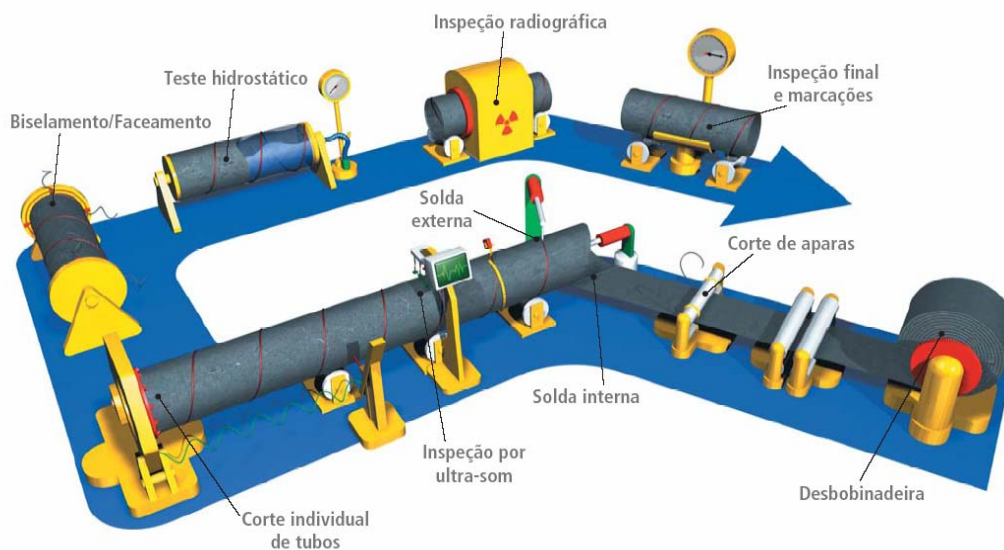


Figura 33 - Processo SAW espiral-helicoidal contínuo.

O processo longitudinal contínuo consiste em unir continuamente as bordas laterais da bobina laminada ao mesmo tempo em que estas são soldadas por resistência elétrica em alta frequência. Após a soldagem o duto contínuo passa por um tratamento térmico de normalização, um ajuste dimensional, pelo processo de inspeção por ultra-som e só então é cortado individualmente. Depois de cortado o tubo é selado e submetido a novos processos de inspeção.

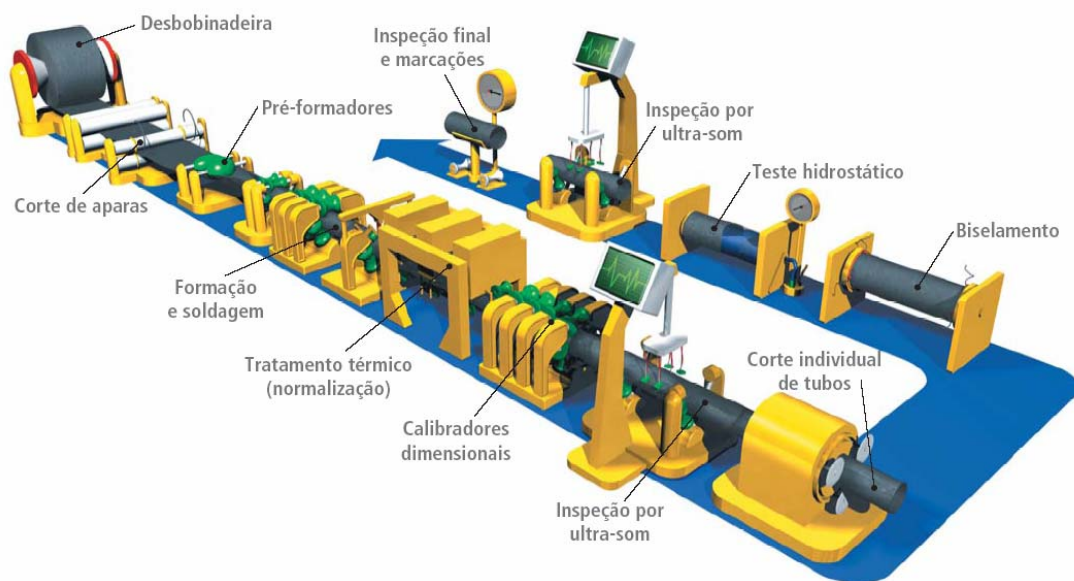


Figura 34 - Processo ERW Longitudinal contínuo.

4. SIMULAÇÃO DO PROCESSO UOE E AVALIAÇÃO DA RESTITUIÇÃO ELÁSTICA

Conforme apresentado anteriormente, o processo de UOE é o processo mais utilizado atualmente, motivando uma análise numérica em elementos finitos para reproduzir e avaliar a restituição elástica. Para tanto, precisou-se conhecer detalhadamente as etapas e condições de contorno ao processo aplicado.

O processo UOE começa com a usinagem das bordas da chapa para dar-lhes forma de sulcos em v para acomodar posteriormente a solda.

A primeira etapa da conformação envolve o dobramento das bordas da placa em formato de arcos circulares a uma distância da mesma de aproximadamente um raio em cada lado. Isto é obtido pressionando as extremidades entre 2 estampas como apresentado na Fig. 35a, cujos raios internos e externos são respectivamente ρ_{Cri} e ρ_{Cro} .

A placa então é posicionada sob a prensa U, aonde ela inicialmente vai se encontrar centrada entre um par dos rolos laterais que abrangem longitudinalmente todo o seu comprimento (Fig. 35b). A punção U move-se então verticalmente para baixo e, a placa que está apoiada sobre os rolos dobra em três pontos em todo o seu comprimento. O raio da punção ρ_U é calculado de modo que a metade inferior de a placa adquira um raio externo próximo ao da tubulação final (Fig. 35b). A prensa U tem como limite de curso um batente que faz contato com a placa em uma determinada altura. A prensa U é então fixada no lugar, e os rolos laterais são movido para dentro como mostrado na Fig. 35b. A posição horizontal (h_r) e o curso interno (δ_r) dos rolos é selecionado tal que a posição final dos braços da placa em formato U seja quase vertical.

A placa então posicionada em uma prensa em O, que consiste em duas matrizes rígidas de formato semicircular (raio ρ_o), como apresentado nas Fig. 35c. A parte superior da prensa atua movendo-se verticalmente para baixo, forçando a placa em uma forma quase circular (Fig. 35c).

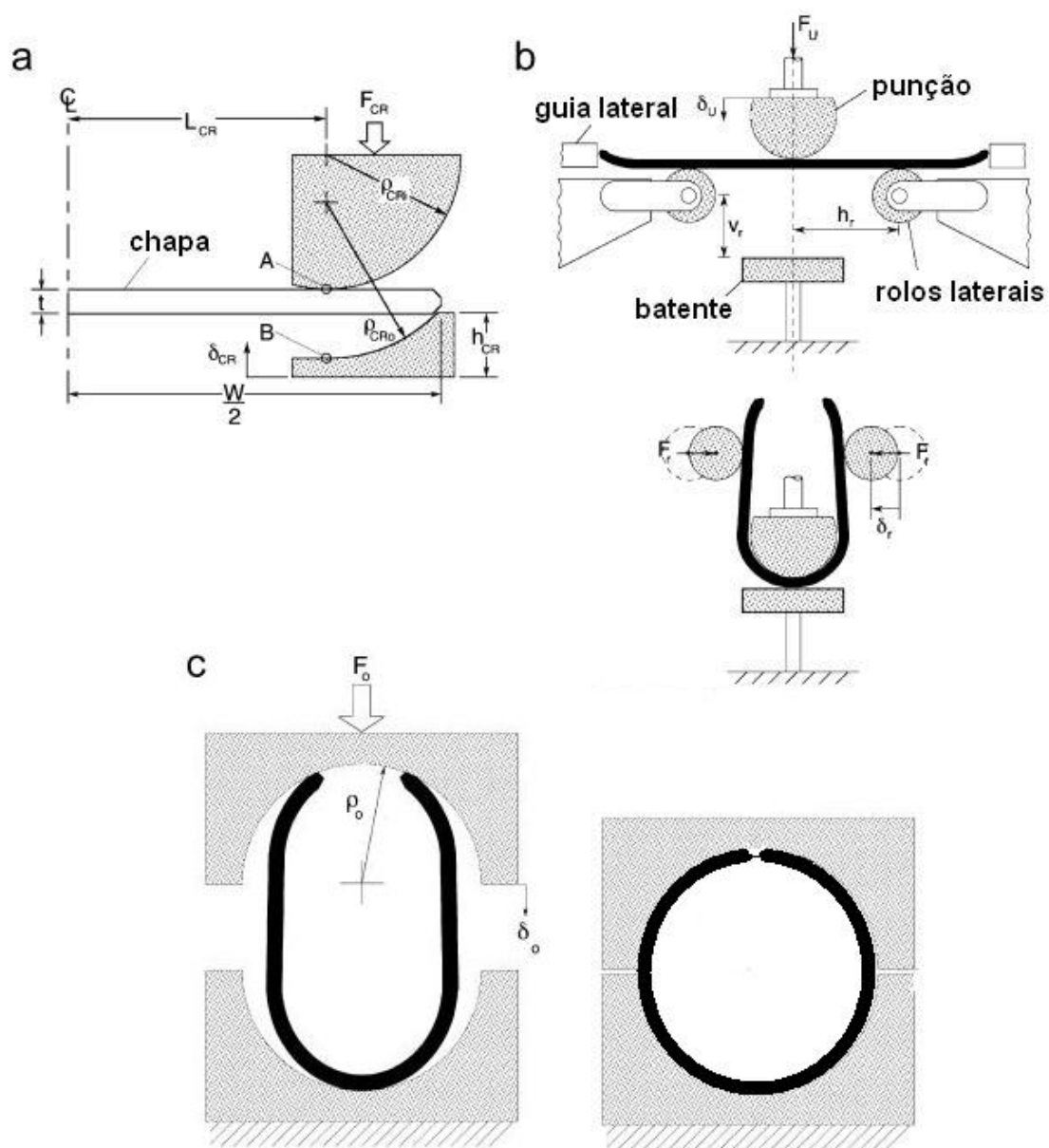


Figura 35 - Esquema e principais parâmetros das etapas do processo UOE. a) dobramento da borda. b) Prensa U. c) Prensa O. [34]

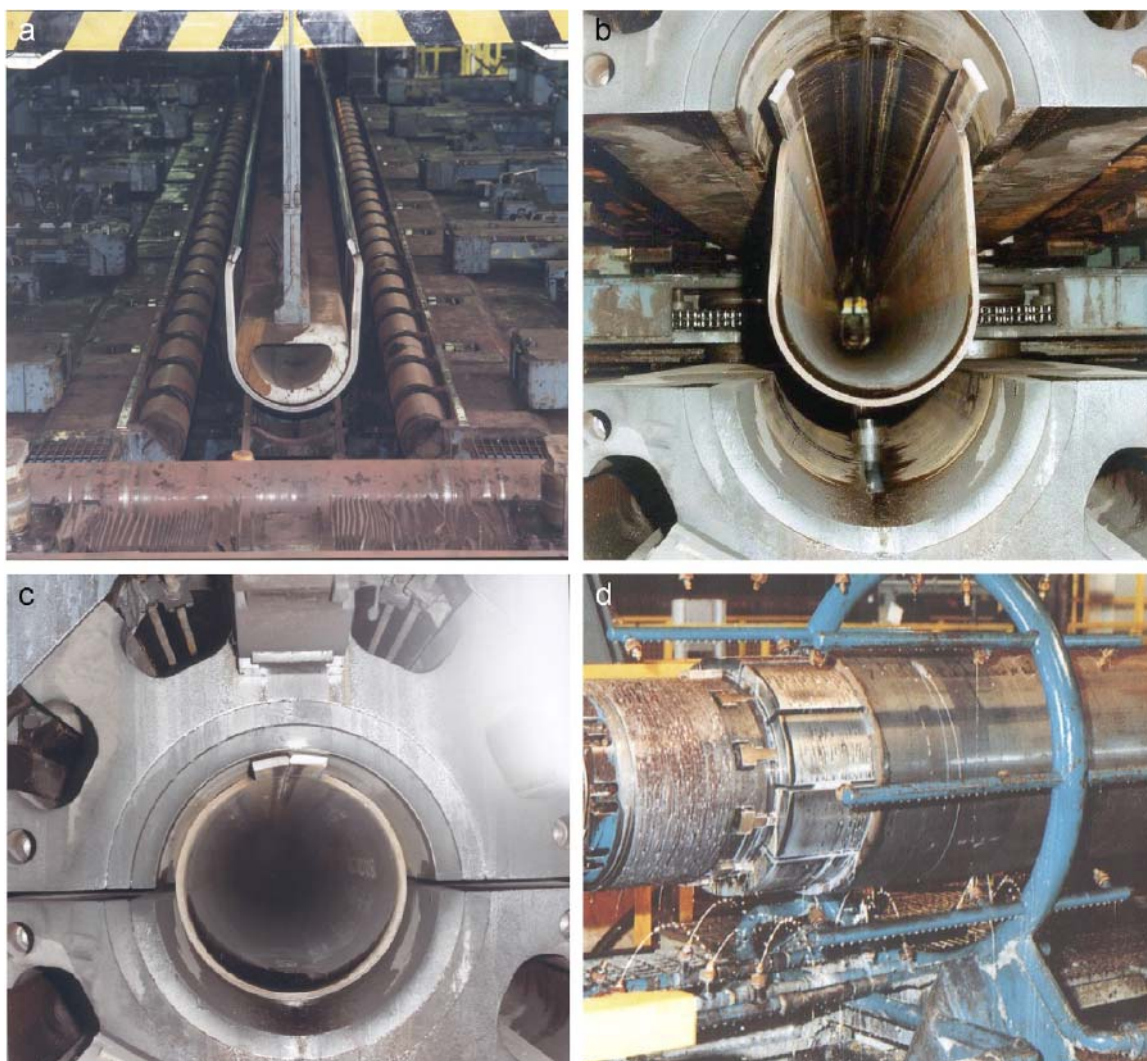


Figura 36 - Etapas do processo UOE. a) Prensa U. b) e c) Prensa O. d) Expansão do duto.[34]

Após sair da prensa O, a emenda da tubulação é soldada utilizando-se máquinas de solda por arco submerso, que a soldam primeiro internamente e então externamente.

4.1. Restituição elástica

Como todos os materiais possuem um módulo de elasticidade finito, toda deformação plástica é seguida por uma restituição elástica após a remoção da carga. No caso de dobramento, a restituição elástica é conhecida como *springback*. Como mostrado na Fig. 37, o ângulo final de dobramento após a restituição é menor e o raio de dobramento é maior que antes da restituição.

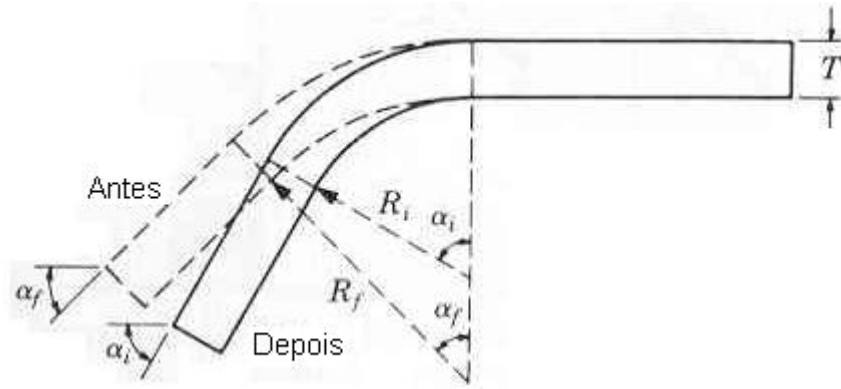


Figura 37 - Chapa após o dobramento antes e depois da restituição [36].

A quantidade que caracteriza a restituição é conhecida como fator de restituição K_s , o qual é demonstrado a seguir. Como a curvatura é a mesma antes e depois do dobramento, a relação obtida para um dobramento puro é [36]:

$$\left(R_i + \frac{T}{2}\right)\alpha_i = \left(R_f + \frac{T}{2}\right)\alpha_f \quad (3)$$

Então podemos aferir dessa relação que K_s é definido por [9]:

$$K_s = \frac{\alpha_f}{\alpha_i} = \frac{(2R_i/T)+1}{(2R_f/T)+1} \quad (4)$$

Onde R_i e R_f são os raios inicial e final, respectivamente.

Notamos dessa expressão que o fator de restituição elástica K_s depende apenas da razão R/T . Um fator de restituição de $K_s = 1$ indica a ausência de restituição e $K_s = 0$ indica completa restituição elástica.

Vale lembrar que a quantidade de restituição elástica depende do nível de tensão e módulo de elasticidade do material. A restituição elástica aumenta de acordo com o nível de tensão e o decréscimo do módulo de elasticidade. Baseado nesta observação, uma fórmula aproximada para estimar a restituição é [36]:

$$\frac{R_i}{R_f} = 4\left(\frac{R_i Y}{ET}\right)^3 - 3\left(\frac{R_i Y}{ET}\right) + 1 \quad (5)$$

onde Y é a tensão de escoamento do material a 0,2% de *offset*.

4.2. Modelo numérico em Elementos Finitos

Com o objetivo de estabelecer a previsão do comportamento da restituição elástica dos dutos submetidos ao processo UOE, foi construído um modelo da chapa a ser conformada, e foram realizadas simulações numéricas através do Método de Elementos Finitos (MEF).

Tabela 15 - Parâmetros da simulação do processo UOE [34].

Chapa	$t = 32,33mm$	Espessura
	$\frac{W}{2} = 901,5mm$	Comprimento
Prensa	$\rho_{CRi} = 265,4mm$	Raio interno
	$\rho_{CRO} = 298,5mm$	Raio externo
	$\delta_{CR} = 0,5mm$	Curso
	$L_{CR} = 676,7mm$	Distância da prensa
	$h_{CR} = 88,9mm$	Altura da prensa
Prensa U	$\rho_U = 246,4mm$	Raio da prensa U
	$\delta_U = 724mm$	Curso da prensa U
Rolos Laterais	$\delta_r = 102mm$	Curso Lateral
	$h_r = 457mm$	Distancia do Rolo
	$v_r = 724mm$	Altura do Rolo
Prensa O	$\rho_o = 303,8mm$	Raio da prensa O
	$\delta_o = 698.9mm$	Curso da prensa O

Neste modelo em elementos finitos, a chapa foi modelada em sua seção transversal com apenas um elemento de espessura, uma vez que a mesma foi considerada longa o suficiente para simular estado plano de deformações, com a condição de contorno de que todos os nós não poderiam se deslocar na direção longitudinal da placa e também foi modelada apenas metade da seção transversal, uma vez que foi considerada simétrica, com a condição de contorno de que os nós pertencentes ao plano de simetria não poderiam se deslocar na direção perpendicular a este plano.

Todos os elementos que simulavam as prensas e punção foram modelados como sendo rígidos, sendo apenas a placa deformável com material definido como elasto-plástico e com as seguintes propriedades mecânicas:

Tabela 16 - Propriedade mecânica dos materiais utilizados na simulação.

	σ_{ys} (MPa)	σ_{UT} (MPa)
X60	414	517
X80	552	621
X100	690	770
X120	827	931

Como não foi possível encontrar curvas de tensão-deformação dos materiais, foi necessário utilizar a relação de Ramberg-Osgood para reproduzir um modelo constitutivo a partir dos dados encontrados.

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_y} = k \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{ys}} \right)^n \quad (6)$$

Para materiais que possuem a curva tensão-deformação segundo uma potência, a tensão σ_f (*sigma flow*) pode ser estimada pela seguinte expressão [35]:

$$\sigma_f = \frac{\sigma_{UT} + \sigma_{ys}}{2} = \frac{\sigma_{ys}}{2} \left[1 + \frac{\left(\frac{1}{0,002n} \right)^{\frac{1}{n}}}{\exp\left(\frac{1}{n}\right)} \right] \quad (7)$$

Utilizando-o obtém-se os valores de encruamento n :

Tabela 17 - Coeficiente de encruamento.

	n
X60	12,2
X80	19,2
X100	20,2
X120	19,1

Utilizando $k = 1$, finalmente pode-se definir a curva de tensão-deformação para os materiais.

A Figura 38 apresenta o modelo em elementos finitos para as análises de previsão da restituição plástica das placas submetidas ao processo UOE de conformação.

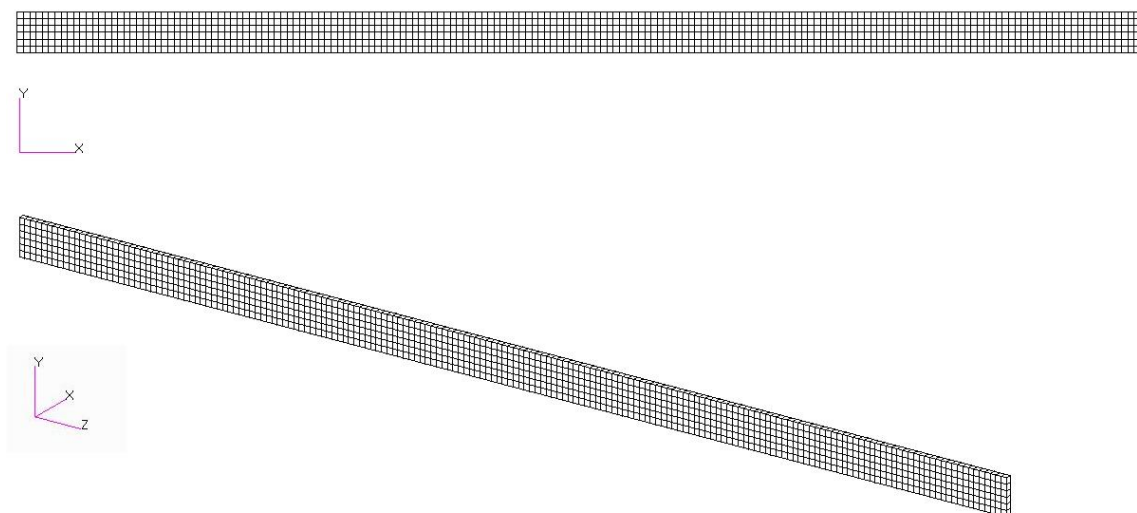


Figura 38 - Modelo em Elementos Finitos da chapa metálica.

Na Figura 39 estão juntamente com o modelo da placa, as superfícies rígidas que irão simular os processos de conformação.

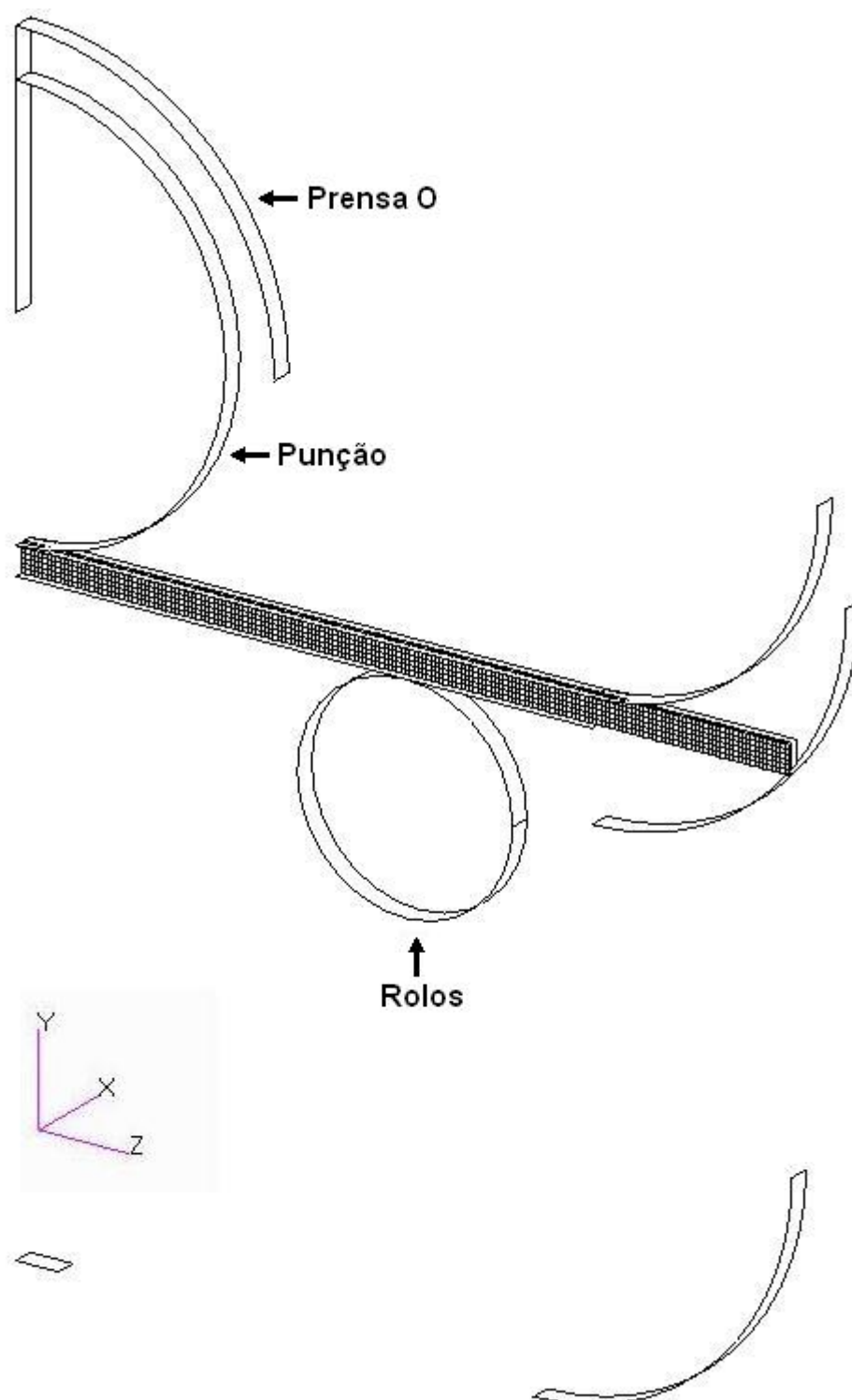


Figura 39 - Modelo completo com as prensas e punção do processo UOE.

4.3. Análise computacional

Um importante ingrediente na metodologia proposta neste plano de investigação é a análise de um problema computacionalmente complexo como a análise de tensões em sólidos sofrendo deformações plásticas. O projeto utilizou o código de elementos finitos MARC implementado em estações de trabalho *Silicon Graphics Octane R12000* e estações *Pentium Xeon Dell* de alto desempenho. Todas as análises foram conduzidas sobre modelos 3-D dos corpos de prova utilizando-se o código de elementos finitos não lineares MARC.

4.4. Resultados obtidos

A partir da simulação das etapas do processo UOE, foi possível obter dos deslocamentos do modelo os valores da restituição elástica, como apresentado na Tabela 18. A primeira restituição elástica se refere ao momento em que o rolo lateral é retirado e a placa é posicionada na prensa O, e a segunda restituição no momento em que a prensa O é afastada do duto já conformado.

Tabela 18 - Valores da restituição elástica da placa ao longo do processo UOE.

	Primeira restituição		Segunda Restituição	
	X (mm)	Y(mm)	X(mm)	Y(mm)
X60	32,71	14,07	-15,14	11,39
X80	36,43	16,06	-18,12	12,72
X100	39,52	18,31	-8,16	28,90
X120	41,04	20,10	1,63	38,57

As figuras a seguir representam os campos de tensão e as deformações obtidas para o aço X 120:

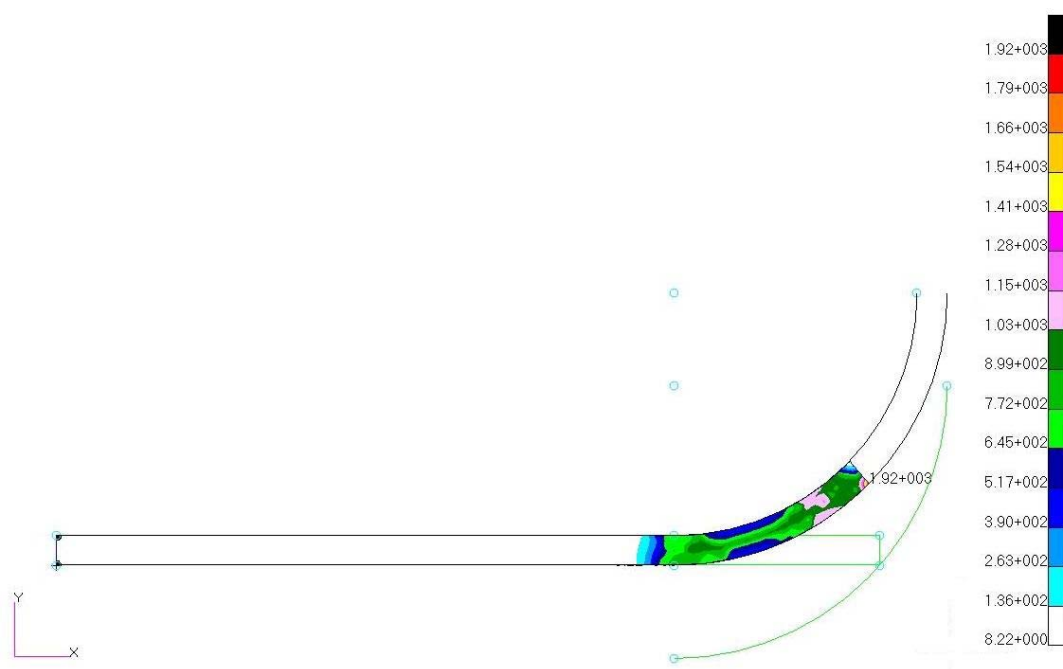


Figura 40 - Dobramento da borda da chapa.

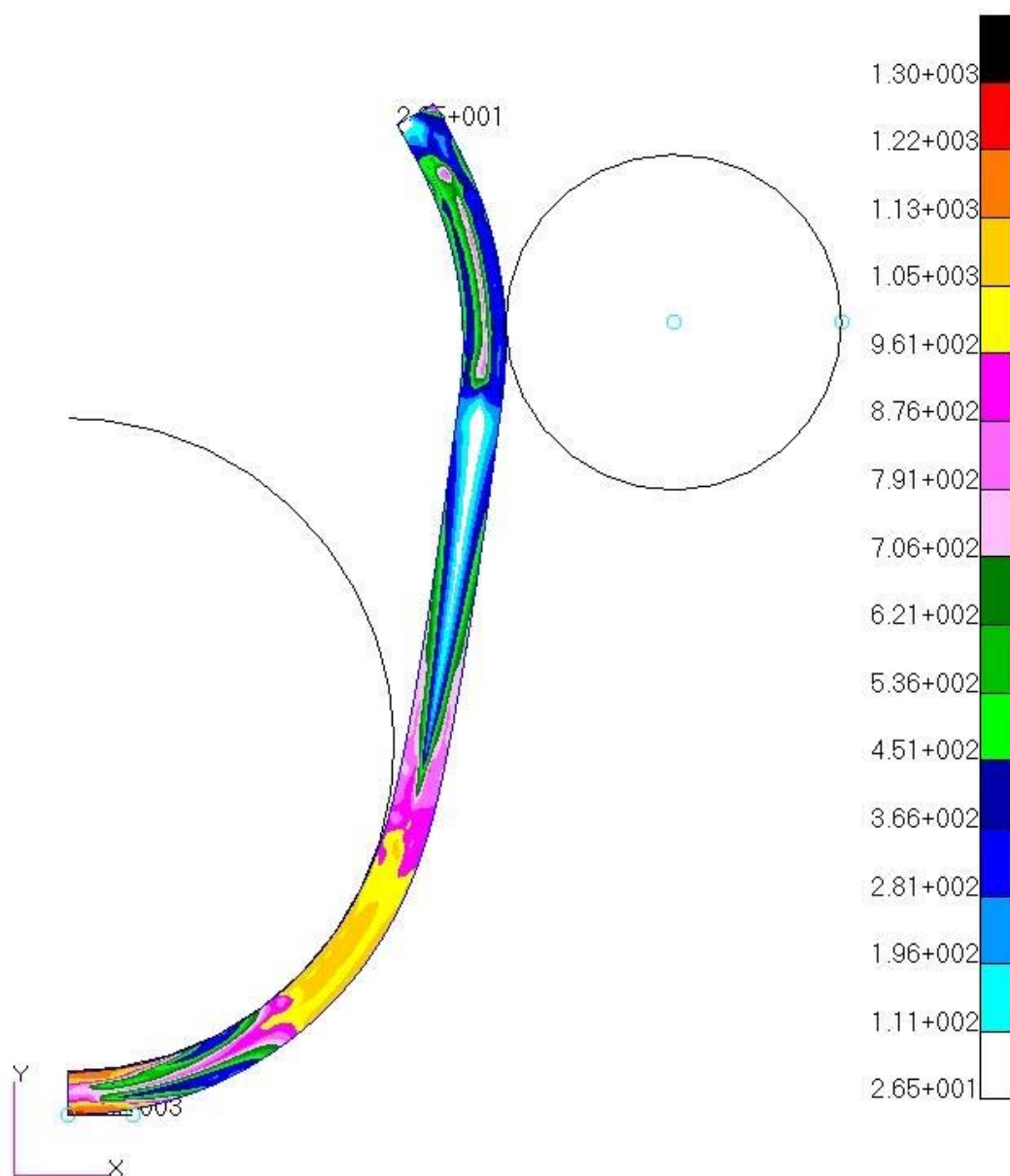


Figura 41 - Prensa U.

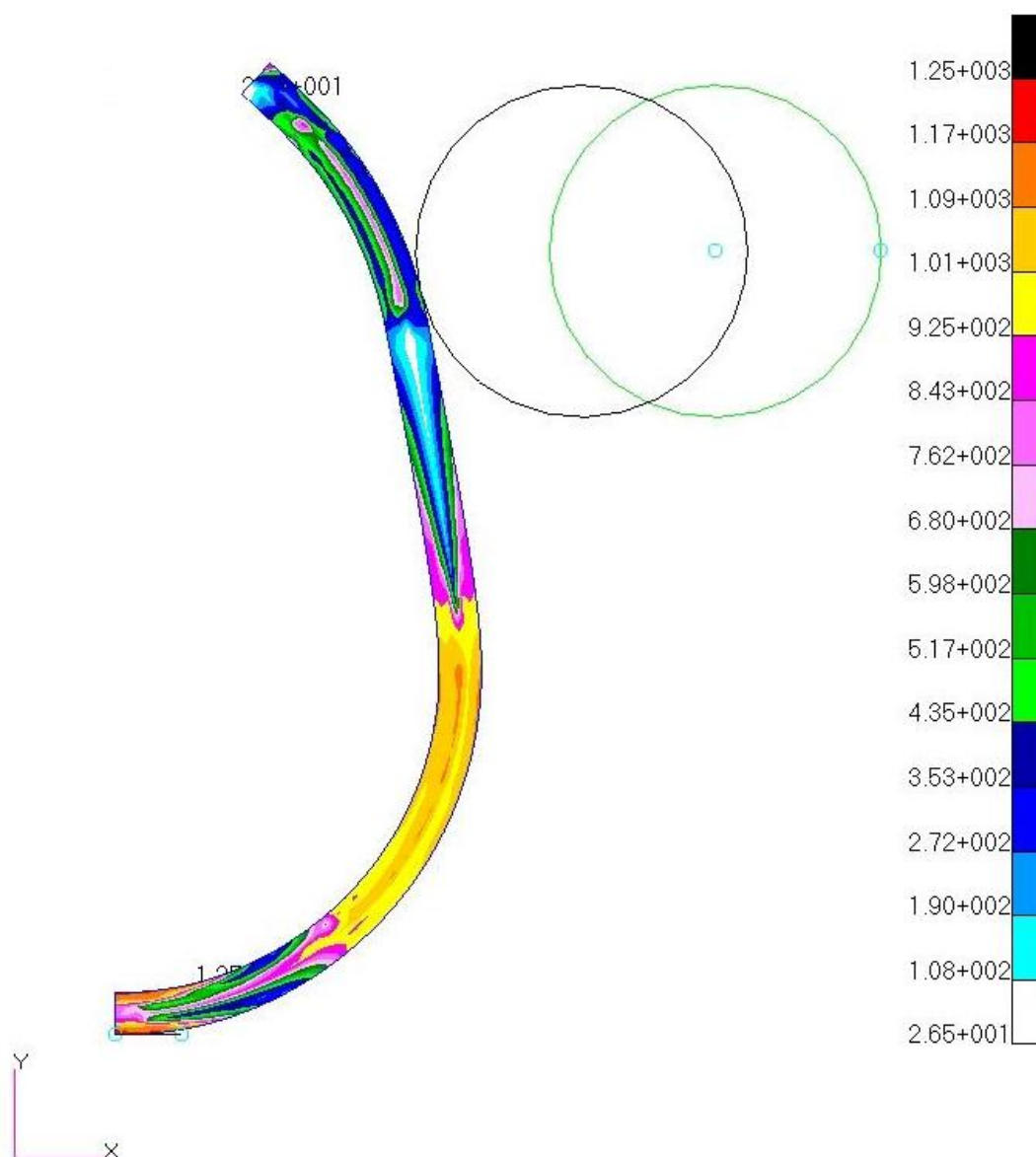


Figura 42 - Deslocamento do Rolo Lateral.

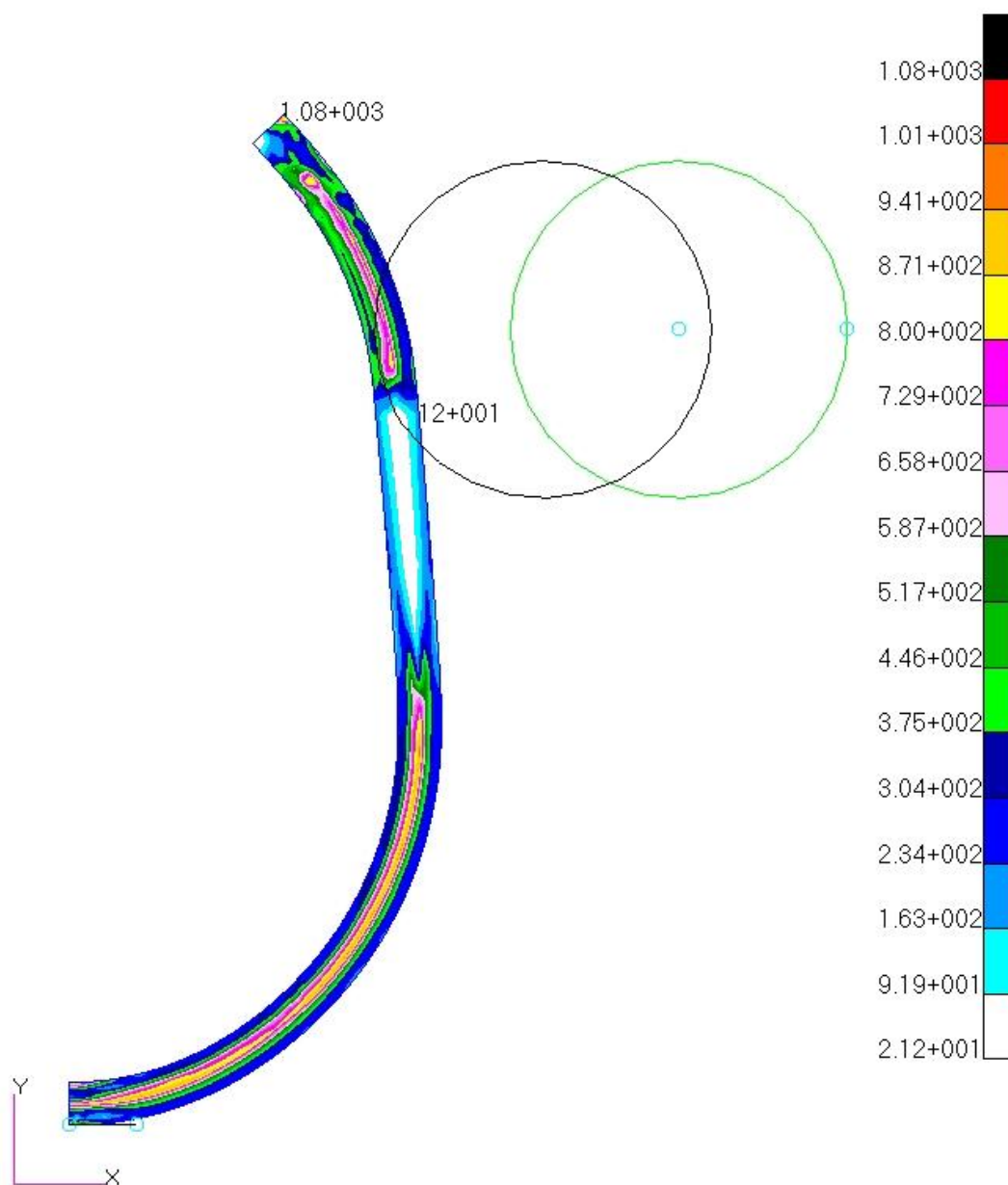


Figura 43 - Primeira restituição elástica após a liberação dos Rolos Laterais.

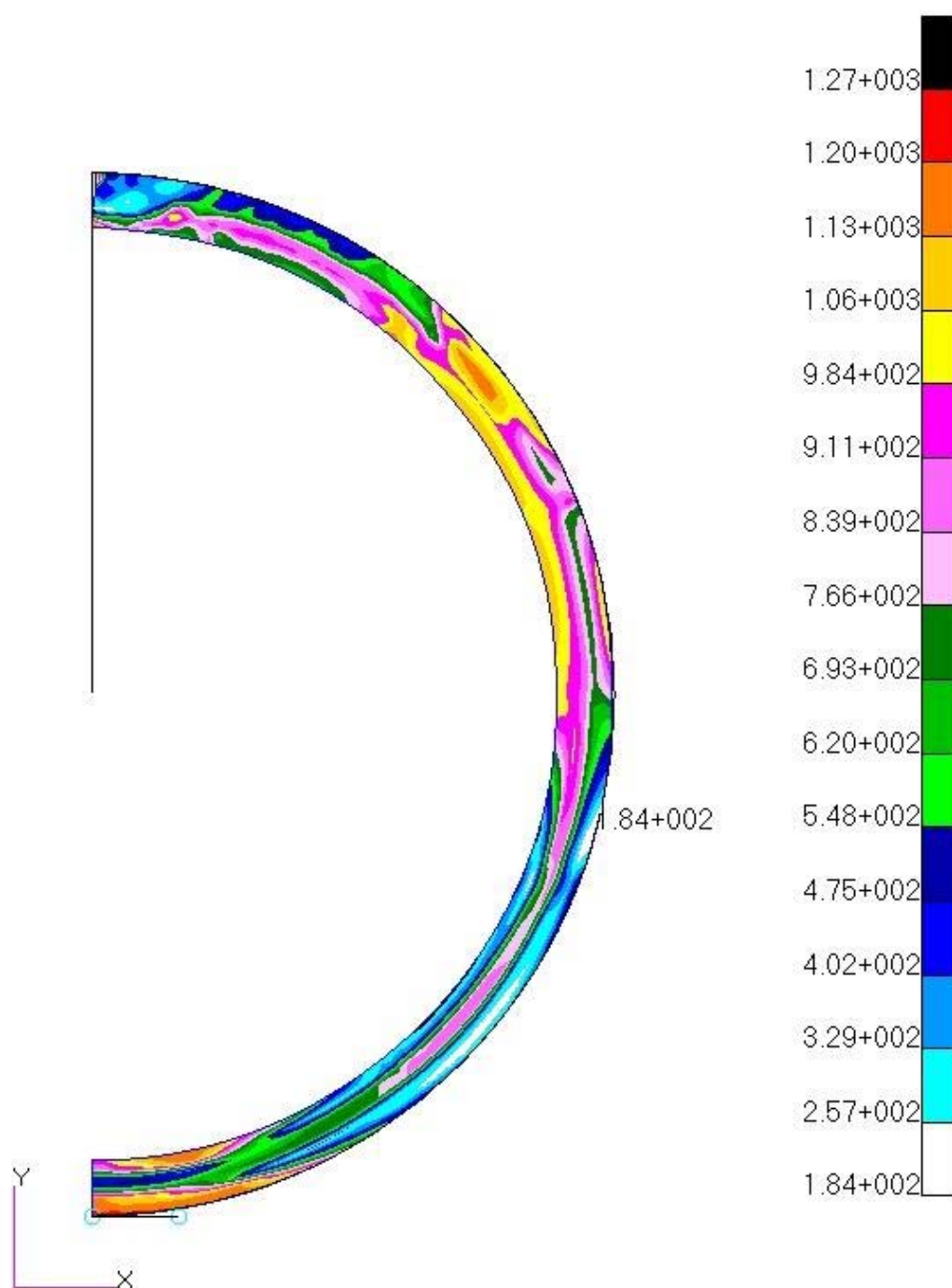


Figura 44 - Prensa O.

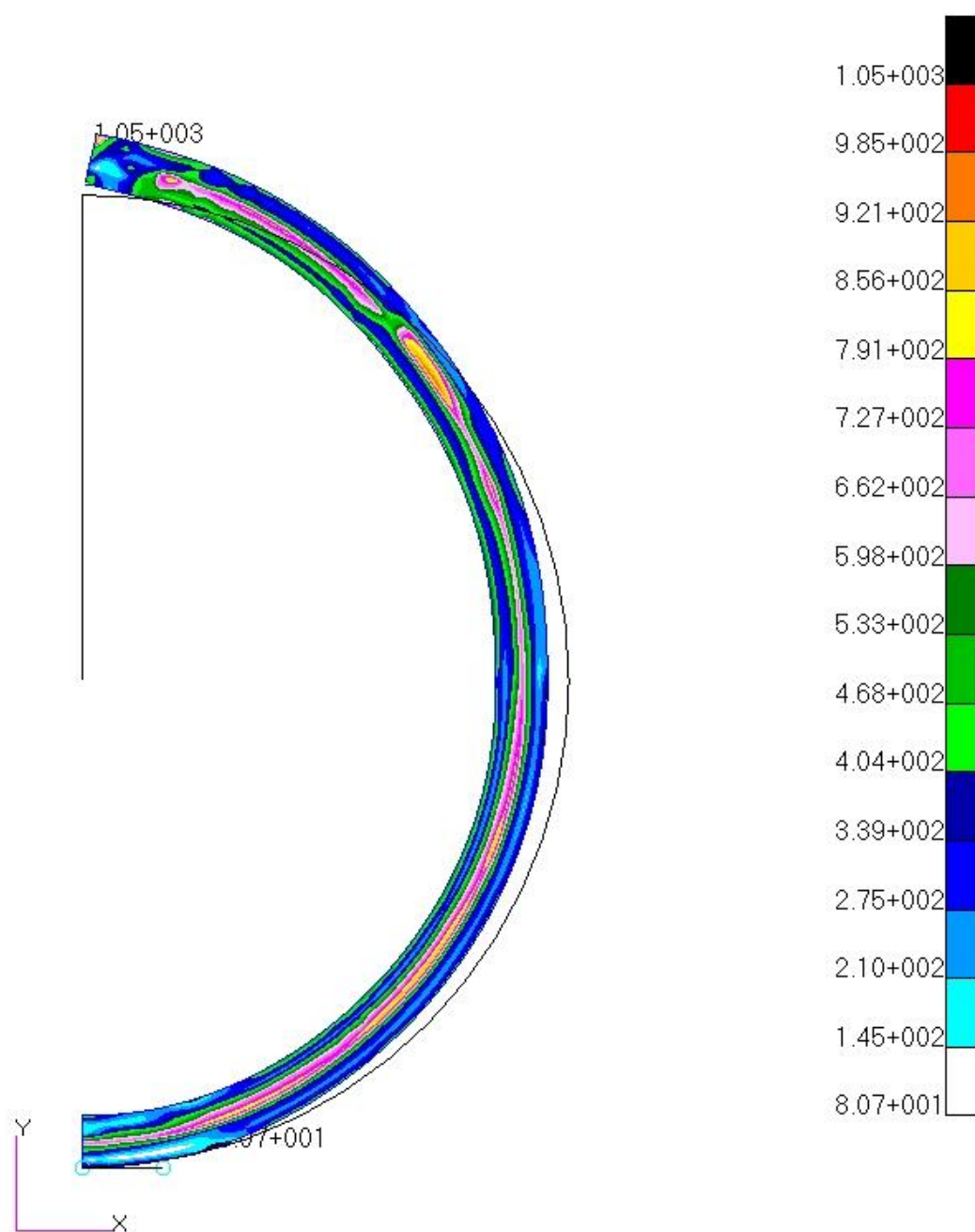


Figura 45 - Segunda restituição elástica.

4.5. Análise dos resultados

Como podemos ver na Tabela 19, os valores de restituição elástica foram maiores para os aços de classe mais elevada, tanto para a primeira como para a segunda restituição.

Tabela 19 - Resultados da primeira e segunda restituição elástica total e percentual relativo.

	Primeira restituição		Segunda Restituição	
	Total (mm)	(%)	Total (mm)	(%)
X60	35.61	100%	18.95	100%
X80	39.81	111.8%	22.14	116.8%
X100	43.55	122.3%	30.03	158.4%
X120	45.70	128.3%	38.61	203.7%

Como exemplo, obteve-se um aumento percentual relativo de 103,7% na segunda restituição para o aço classe X120 em relação ao X60, apontando mesmo que qualitativamente uma diferença significativa de resposta do material se mantido as mesmas características do processo, reforçando a hipótese de obstáculos que surgiriam na conformação destes aços de classe superior.

5. SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE DOBRAMENTO A FRIO E AVALIAÇÃO DE DEFORMAÇÕES

Embora alguns estudos já tenham sido conduzidos para flambagem por flexão e para o dobramento a frio para dutos de grande diâmetro, a distribuição de deformação após o dobramento e suas propriedades mecânicas raramente foram relatadas. O objetivo desta etapa é investigar a distribuição das deformações longitudinais em dutos após o dobramento a frio através de simulação numérica em elementos finitos em dutos de aço ARBL.

5.1. Dobramento em campo

Tubos de aço podem e devem ser freqüentemente dobradas para acompanhar mudanças angulares súbitas, ou mudanças na direção horizontal do gasoduto. Na maioria dos casos, a flexão de tubos de aço pode ser feita convenientemente no campo, utilizando o método de dobramento a frio. O dobramento a frio em campo é amplamente utilizado para curvas com grande raio de curvatura e pequeno ângulo em gasodutos e oleodutos. O processo de dobramento a frio geralmente provoca tensões residuais na direção longitudinal dos dutos, o que resulta em uma mudança nas suas propriedades mecânicas [37].

Para dutos enterrados, a tensão é geralmente introduzida ao longo de sua direção longitudinal devido a movimentos de solo, como subsidência de solo, deslocamento lateral do solo e desabamentos de terras. Além disso, em áreas onde ocorrem terremotos com freqüência, como no Japão, o movimento sísmico deve ser considerado quando se projetam gasodutos. Portanto, quando se utiliza dobramento a frio nestas áreas, a distribuição longitudinal de deformações e as propriedades longitudinais mecânicas devem ser avaliadas quantitativamente.

O dobramento a quente, que normalmente produz melhores resultados, é mais complicado e oneroso, sendo feito fora do campo. Quando um tubo é dobrado, não é somente a seção transversal do tubo que é deformada de uma forma circular a um formato oval, mas também a espessura da parede do tubo no lado externo da curva também é reduzida devido ao alongamento. A seguir são apresentadas algumas das formas mais comuns de dobramento de dutos:

1. Dobra por compressão – A dobra é realizada pressionando (comprimindo) um duto através de um rolo que se movimenta de encontro à forma estacionária que se possui um perfil de uma curva (figura 46).

2. Dobramento rotatório (Rotary Draw bending) – É semelhante à dobra por compressão (ver figura 47) exceto que um mandril é inserido através de uma extremidade do tubo. O mandril impede o tubo de mudar de formato no decorrer da flexão. O resultado é uma curva menos oval e com melhor controle. O mandril se aloca dentro do duto de aço, enquanto um molde rotativo faz com que o duto tenha o raio da mesma. O mandril suporta internamente o duto para reduzir o achatamento nas seções transversais durante o dobramento. Um dispositivo em forma de braçadeira assegura o dobramento do duto através do molde. O molde rotativo gira em um ângulo desejado e o duto é forçado no contorno do molde. Após o processo de dobramento, o operador extrai o mandril da tubulação, libera o grampo e, em seguida, remove o duto curvado da máquina.

3. Dobramento com punção (Ram bending) - uma punção, com uma cabeça hemisférica é pressionado contra um dos lados de um tubo apoiado por dois rolos (ver figura 48). Devido à sua simplicidade, é utilizado com mais frequência no campo. No entanto, este método não é tão preciso como os outros tipos de dobra, e tende a deixar os tubos em formato oval.

4. Dobramento por indução magnética - neste método, o tubo passa por uma seção especial na qual um forte campo magnético é gerado para atingir o tubo localmente. O dobramento é preciso e o controle é automático, podendo formar curvas

tridimensionais.

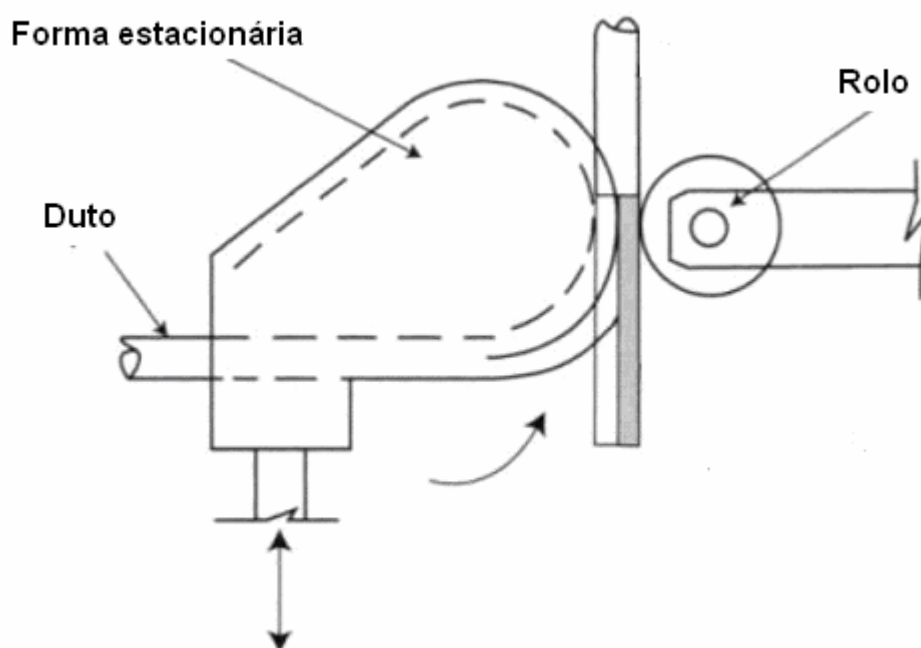


Figura 46 - Dobramento por compressão.

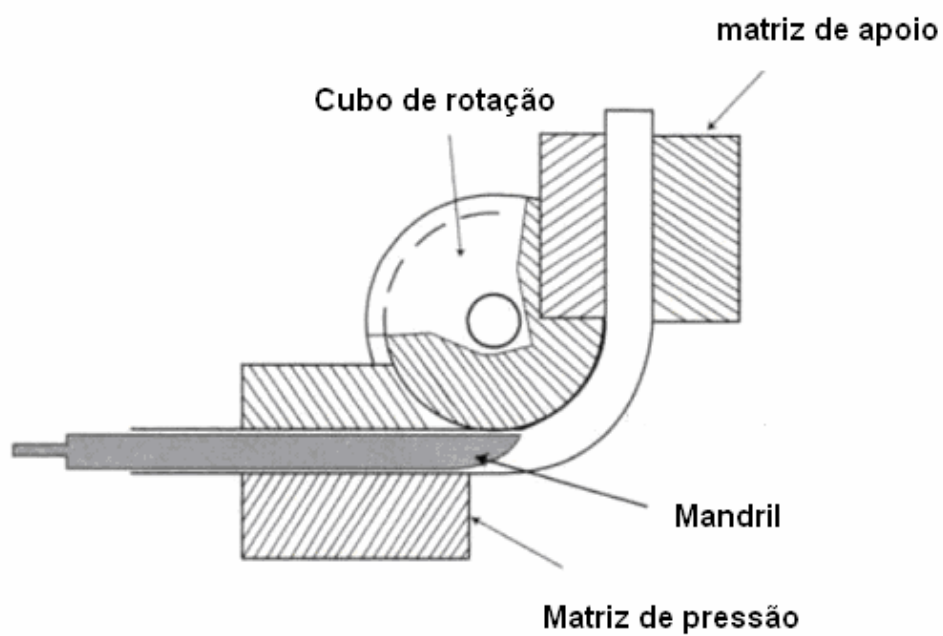


Figura 47 - Dobramento rotativo (rotary draw bending).

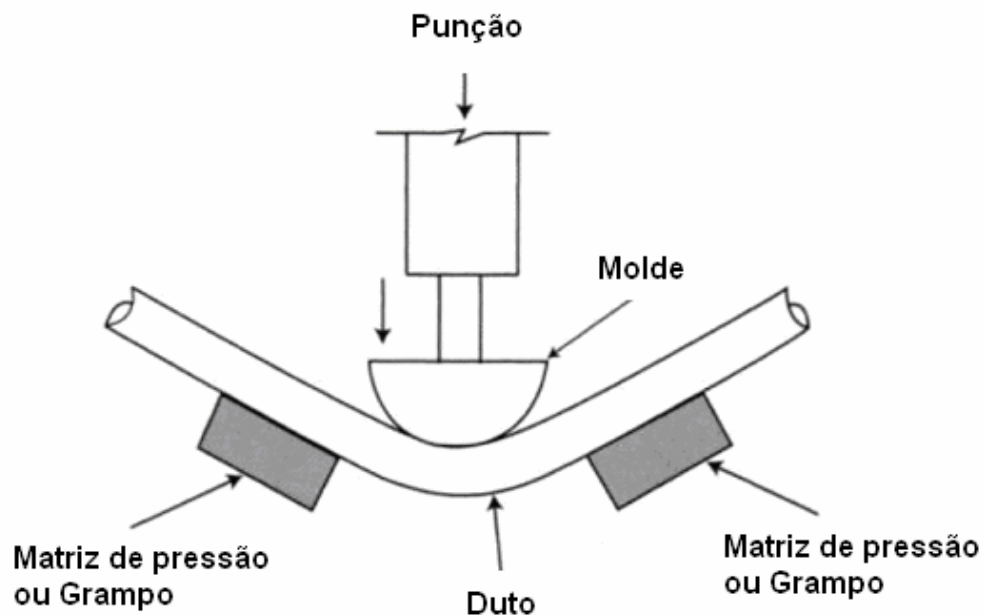


Figura 48 - Dobramento por punção.

Como qualquer processo a frio ou térmico, dobrar dutos altera as propriedades mecânicas do material original. Depois da conformação a frio, as tensões de escoamento e de ruptura podem aumentar cerca de 10% e a elongação pode diminuir cerca de 15%. A flexão do duto pode ainda distorcer a sua secção transversal. Isso depende da qualidade da máquina que irá efetuar o dobramento no duto, a dificuldade de dobrar o duto e da experiência do operador. Quanto maior o raio, menor a distorção resultante; quanto menor o raio, maior a distorção. A parede interna da tubulação, quando curvada, sofre uma compressão. A compressão excessiva, na pior das hipóteses, pode dobrar o material causando rugas ou ondas. A parede externa sofre uma tensão que afina a espessura da mesma. Estas mesmas forças tendem a fazer um duto circular ficar oval, com a maior intensidade no plano transversal da curva.

5.2.1 Projeto baseado na deformação (strain based design)

Metodologias seguras e conservativas para o projeto de dutos, as quais são baseadas na limitação da tensão na parede do duto (Stress Based Design) devido às cargas de

serviço e instalação, estão disponíveis e são muito difundidas. As metodologias de projeto baseadas na deformação (Strain Based Design) são menos utilizadas, porém, permitem possibilidades de extensões as metodologias baseadas em tensões através da habilidade do aço de se deformar plasticamente e permanecer estável estruturalmente.

A metodologia baseada na deformação é adequada quando o limite de desempenho desejado para projeto, em pelo menos uma direção, é melhor descrito em termos de deformação do que tensão. Um simples exemplo ocorre quando um duto é curvado para se adequar à curvatura de uma dutovia. Neste caso a curva determina a forma do duto, e conseqüentemente, a sua deformação. Isto torna-se importante quando o raio de curvatura do duto fica pequeno o suficiente para que o material escoe durante o curvamento, sendo que dois dutos com diferentes relações entre tensão e deformação terão a mesma deformação, porém tensões diferentes durante este processo. Se um limite superior de tensão for adotado, haveriam diferenças entre os dois dutos, mas se um limite de deformação for adotado, os dois dutos seriam os mesmos.

No exemplo anterior existem duas características que ajudam a definir quando o projeto baseado na deformação será válido. A situação deve ser pelo menos em parte controlada pelo deslocamento e a deformação plástica deve fazer parte da condição de projeto. No caso, a deformação do duto só será completa quando o deslocamento necessário for alcançado, onde este deslocamento limite é definido pela curvatura necessária e diferenças nas relações entre a tensão e deformação dos dutos durante a deformação plástica levam o projeto baseado em deformação a dar resposta diferentes do projeto baseado em tensão em regimes de deformação plástica.

Combinações entre controle por deslocamento e deformação plástica podem ser achadas em diversas condições reais de instalação e operação de dutos. Entretanto, existe um número limitado de condições e o projeto baseado em deformações não pode substituir o projeto baseado em tensões.

A resistência da parede dos dutos à tensão circunferencial induzida pela pressão interna de operação é usualmente a determinante primordial para o grau do material e espessura de parede do duto. Em um pequeno número de casos, o projeto é limitado pela resistência à flambagem (buckling) em compressão tanto devido à

pressão externa, à cargas longitudinais ou momentos transversais. Também raros são os casos em que os projetos são limitados pela resistência à falha em tensão, isto é, à fratura, devido a cargas longitudinais ou momentos transversais.

Grande parte dos esforços nesta direção são para definir métodos para demonstrar alta resistência à alta deformação longitudinal sob tensão, devido a cargas longitudinais ou momentos transversais. Esta ênfase decorre de duas fontes principais. Primeiro, dutos offshore são mais difíceis e caros de serem lançados, então oportunidades de se utilizar a capacidade de deformação longitudinal dos dutos é muito atraente, uma vez que ela reduz o tempo de lançamento dos dutos. Segundo, dutos offshore, uma vez lançados, são de difícil acesso, então reparos devido a condições que causem deformações longitudinais não podem ser facilmente aplicados. Terceiro, condições que causam deformações longitudinais, tais como instabilidade de encostas, movimentos sísmicos, grandes trechos de dutos sem suporte, instabilidades de solos e curvamento a frio para a instalação de dutos on-shore são muito freqüentes.

5.2.2 Usos do projeto baseado em deformações

A deformação plástica é um fator que vem sendo utilizado durante a instalação de dutos há muitos anos. O lançamento de dutos de aço de pequeno diâmetro foi inicialmente utilizado na década de 1940. O dobramento a frio de dutos após a instalação também tem uma história de grande sucesso em sua aplicação. Cada uma destas técnicas tem sido estendidas durante os anos para classes mais elevadas de resistência de materiais, diâmetros de dutos maiores e equipamentos mais robustos. Mais recentemente, aplicações que utilizam deformações plásticas em outras partes da instalação estão sendo utilizadas.

Uma lista de dutovias recentes que utilizaram o projeto baseado em deformação é apresentada na tabela 20.

Tabela 20 - Exemplos de dutovias que utilizaram o projeto baseado em deformações [38].

Dutovias construídas com o projeto baseado em deformações
Northstar para a BP
Haltenpipe para a Statoil
Norman Wells para a Enbridge
Badami para a BP
Nova Gas Transmission Line em Alberta
Dutovia para o transporte de gasolina da TAPS
Ekofisk II – dutovias para a ConocoPhillips
Malampaya para a Shell
Erskine – troca de linha para a Texaco
Elgin/Franklin linhas de condução e exportação de gás
Mallard no Mar do Norte
Dutovias em que o projeto baseado em deformação foi ou será considerado
Sakhalin Island para a ExxonMobil
Liberty no Alaska (offshore) para a BP
Thunder Horse para a BP

Esta lista é apenas uma pequena amostra da utilização global do projeto baseado por deformações em dutovias. Casos de deformação plástica em serviço, como os provocados por movimentações de solos em encostas instáveis, afundamento de minas e cargas sísmicas, também foram observados durante a história de utilização de dutos.

A confiança desenvolvida a partir da resistência do aço para dutos a estas cargas e a compreensão do comportamento dos dutos comparado à conhecida deformação após a instalação e testes permitiram aos projetistas de dutos incluir o projeto baseado em deformação plástica para os casos de deformação plástica em serviço.

5.2.3 Problemas observados

Diversos problemas foram observados durante o assentamento ou operação de dutovias com deformações longitudinais superiores à deformação de escoamento do material. Foram observadas danificações em dutos lançados tanto durante o enrolamento no carretel onde o contato provoca amassamentos locais como durante o lançamento (desenrolamento) dos dutos onde falhas locais por flambagem foram muitas vezes observadas próximas ao cordão de solda.

Problemas com altas deformações em dobramentos a frio não estão apenas limitados a construções offshore ou durante o lançamento dos dutos. Dobramentos em campo antes da instalação de dutos on-shore também podem apresentar problemas quando o lado comprimido do duto enrugua-se.

Uma vez instalado, o duto pode ser submetido a cargas que o levem a ultrapassar sua capacidade de deformação longitudinal. Cargas sísmicas transversais, compressivas e trativas podem implicar na falha do duto, assim como outras movimentações de solo.

5.2.4 Modelo em elementos finitos

A fim de esclarecer a deformação longitudinal em dutos após o dobramento a frio, foram realizadas análises em elementos finitos (FE). Foi escolhida a máquina de dobramento tipo PB22-36 (ver Figuras 49 a 52) que é composta por um pin-up shoe, um molde e um stiff-back. O molde é fixo à máquina, enquanto que os cilindros hidráulicos movem o pin-up shoe e o stiff-back.



Figura 49 - Máquina de dobramento PB 22-36 [39].



Figura 50 - Máquina de dobramento PB 22-36 [39].



Figura 51 - Máquina de dobramento PB 22-36 [39].



Figura 52 - Máquina de dobramento PB 22-36 [39].

A estratégia utilizada foi modelar apenas metade do corpo-de-prova (simetria), para diminuir o tempo de análise. Para permitir que representasse o comportamento geral do processo de dobramento foram impostas as condições de contorno que os nós pertencentes ao plano de simetria não poderiam se deslocar na direção perpendicular a este plano e foram travados os deslocamentos longitudinais (direção do eixo z) dos nós da extremidade apoiada, além da inclusão de elementos de contato para a realização da dobra. Os elementos que simulavam o molde, pin-up shoe e o stiff back foram modelados como sendo rígidos, sendo apenas o duto modelado como elemento sólido e deformável, com material definido como elasto-plástico e com as propriedades mecânicas semelhantes às utilizadas na simulação do processo UOE.

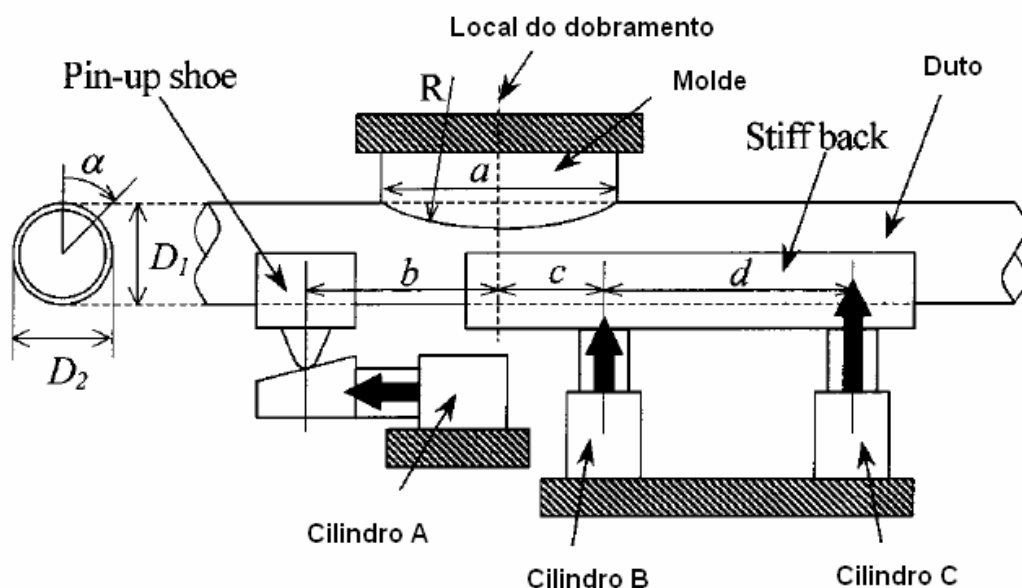


Figura 53 - Esquema do processo de dobramento [37].

Tabela 21 - Parâmetros da simulação do processo UOE [7].

$a=1625$ mm
$b=1780$ mm
$c=680$ mm
$d=2760$ mm
$R=18288$ mm
$D=610,3$ mm (Diâmetro externo do duto)
$t=15,4$ mm (espessura de parede do duto)

5.2.5 Resultados obtidos

A partir da simulação do dobramento a frio, foi possível obter os valores das deformações longitudinais do modelo após a restituição elástica para 1° de ângulo de dobramento, como apresentado na Tabela 22.

Tabela 22 - Resultados de deformações residuais máximas e percentuais máximos relativos.

Modelo	Deformação Máxima de Tração	%	Deformação Máxima de Compressão	%
X60	0.49%	100.00%	0.27%	100.00%
X80	0.30%	61.24%	0.17%	61.25%
X100	0.05%	10.31%	0.08%	28.04%
X120	0.02%	3.51%	0.01%	1.85%

As figuras a seguir representam os campos de deformações obtidas para o aço X 60:

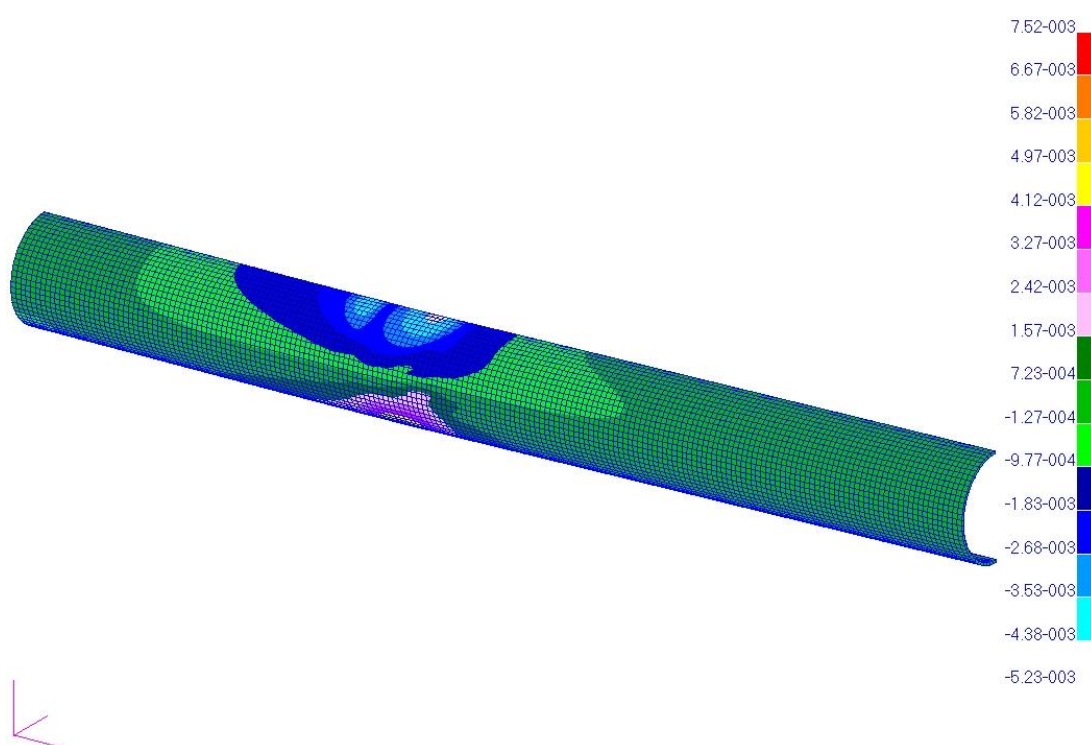


Figura 54 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X60 - Vista 1.

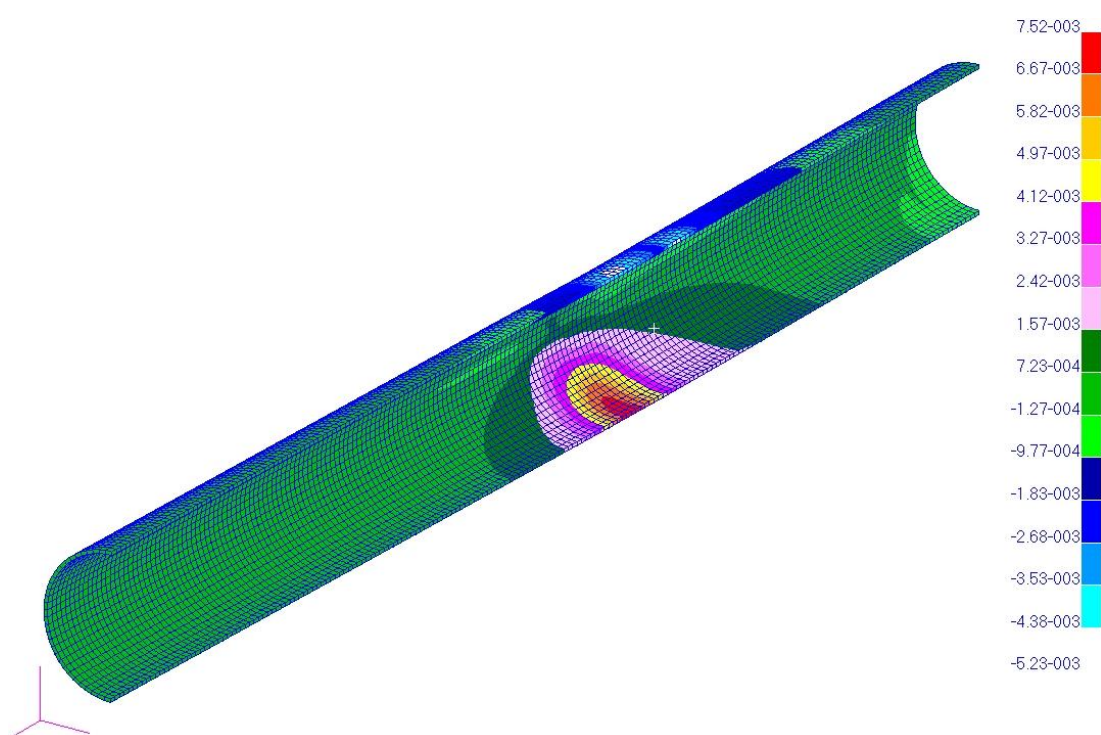


Figura 55 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X60 - Vista 2.

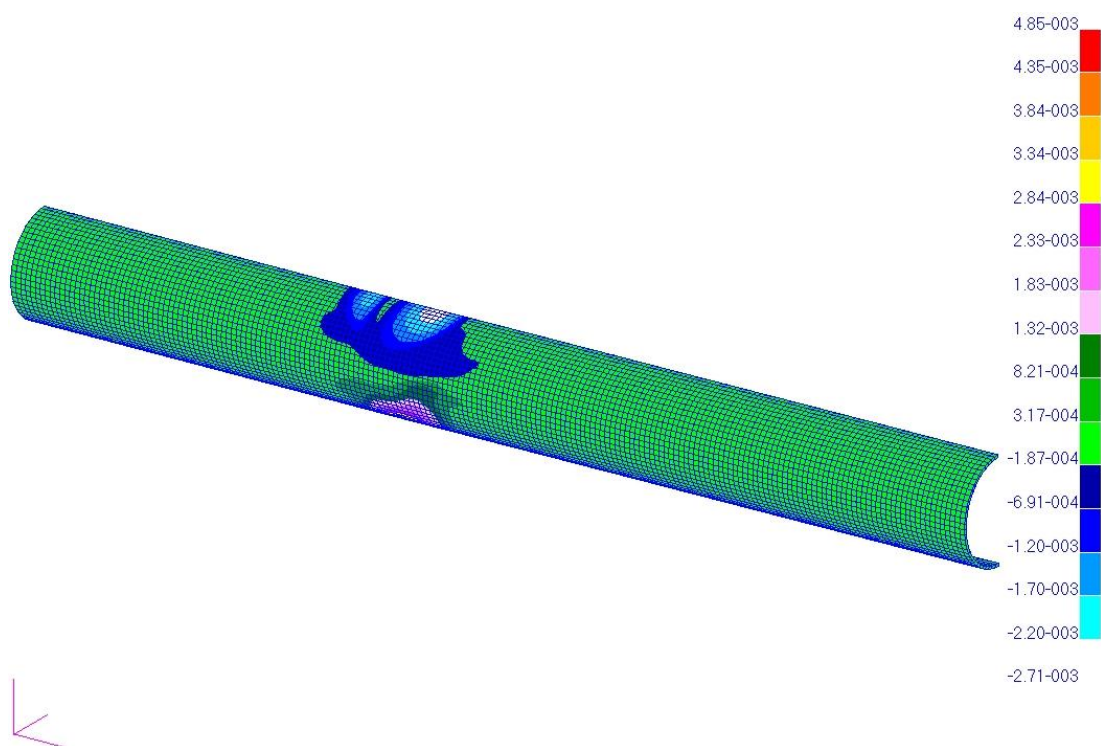


Figura 56 - Deformações residuais máximas - Aço X60 - Vista 1.

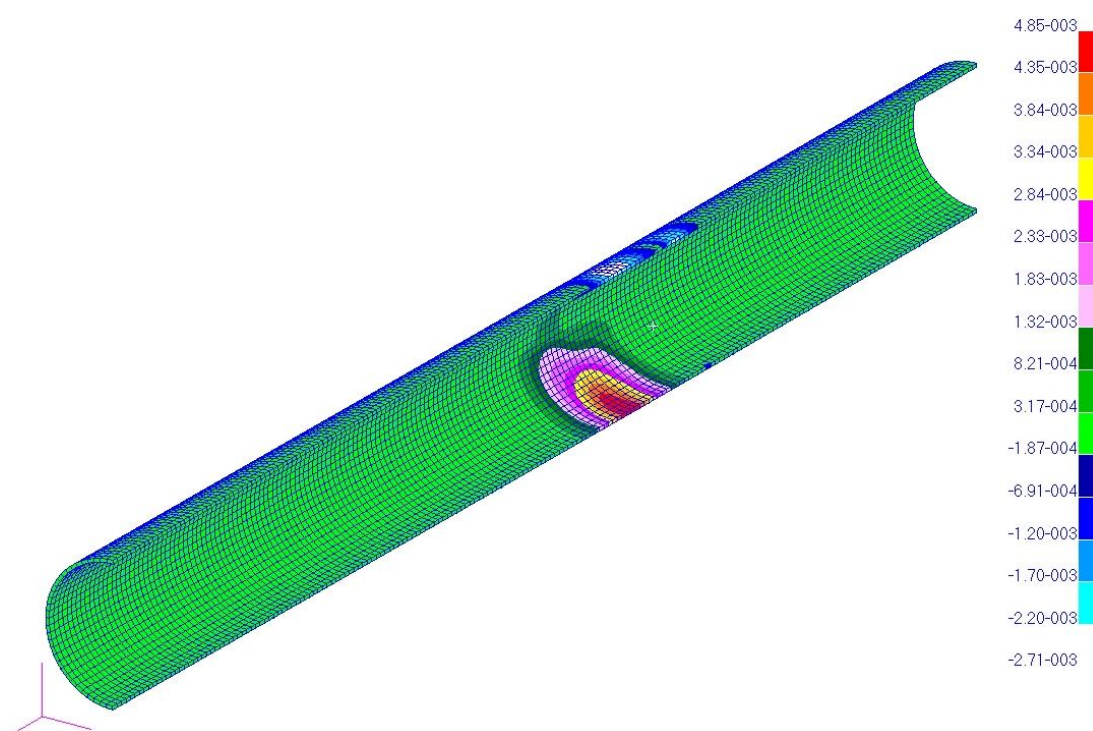


Figura 57 - Deformações residuais máximas - Aço X60 - Vista 2.

X 80:

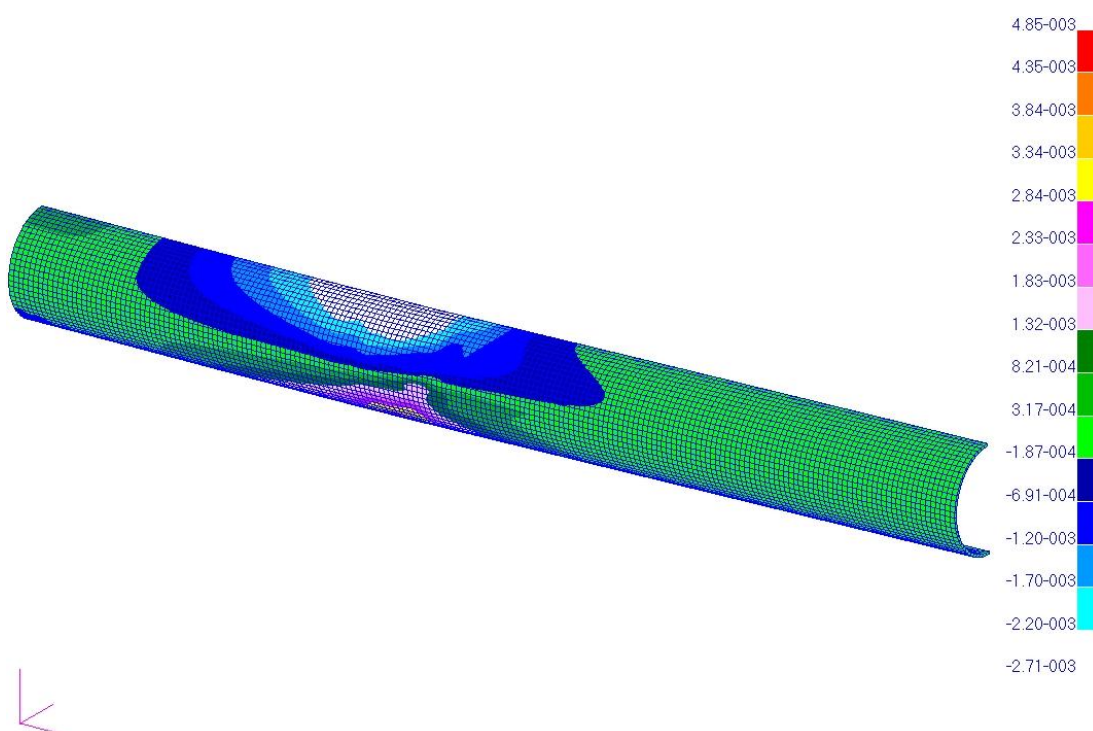


Figura 58 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X80 - Vista 1.

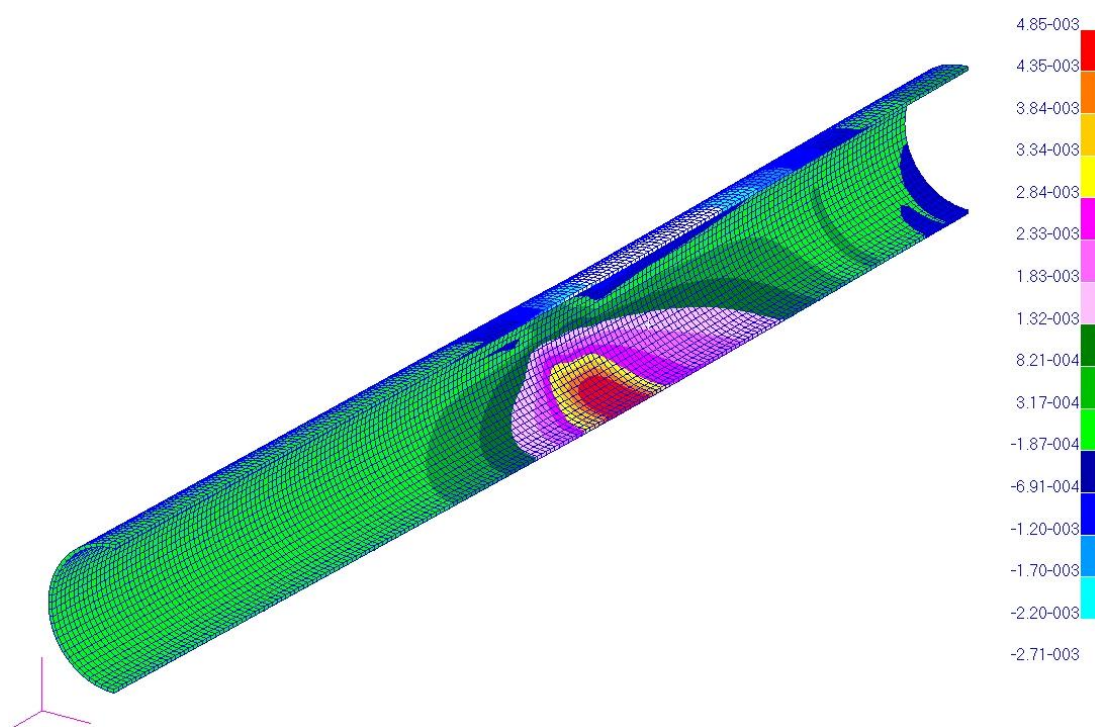


Figura 59 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X80 - Vista 2.

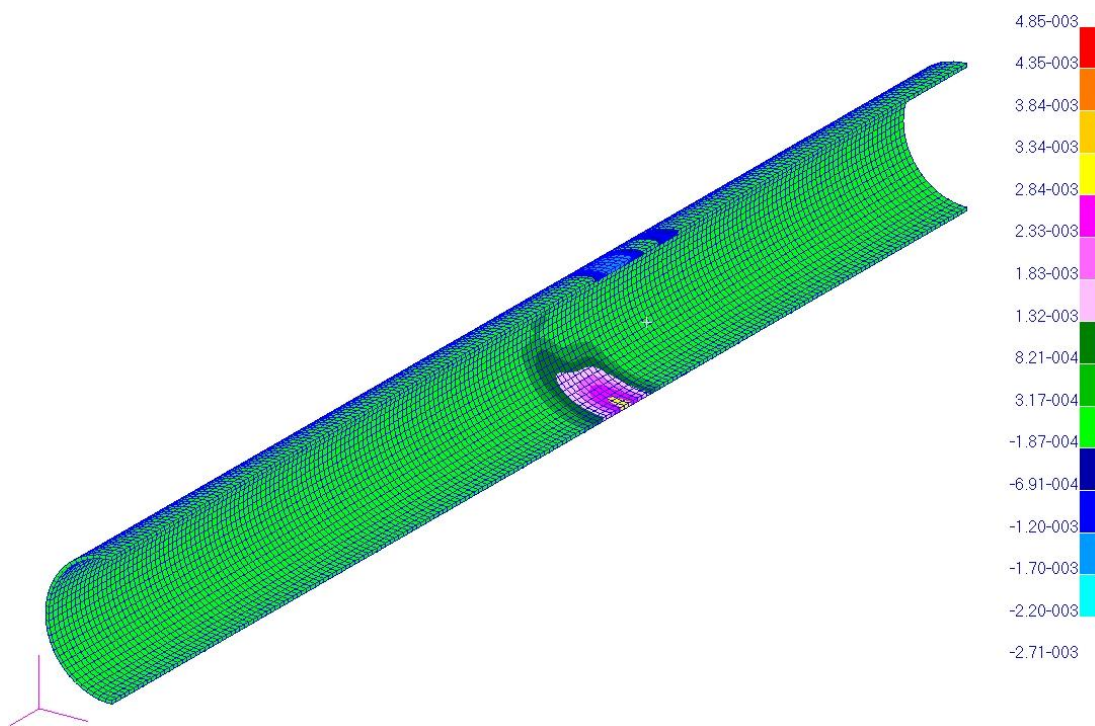


Figura 60 - Deformações residuais máximas - Aço X80 - Vista 1.

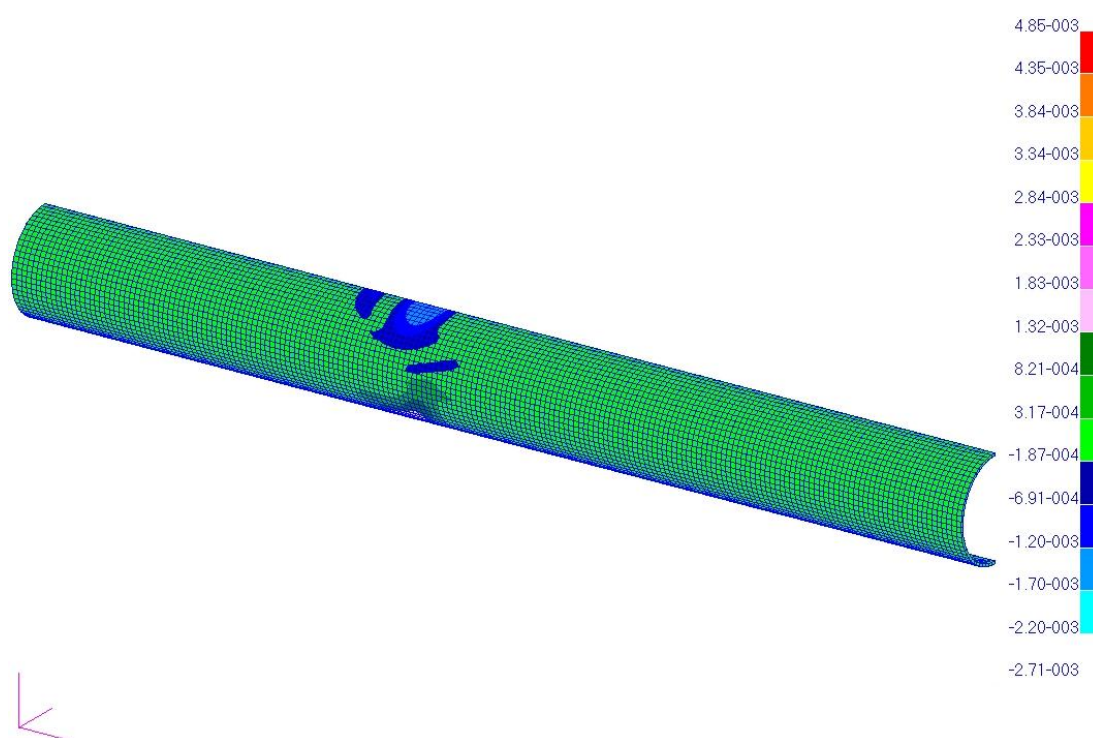


Figura 61 - Deformações residuais máximas - Aço X80 - Vista 2.
X 100:

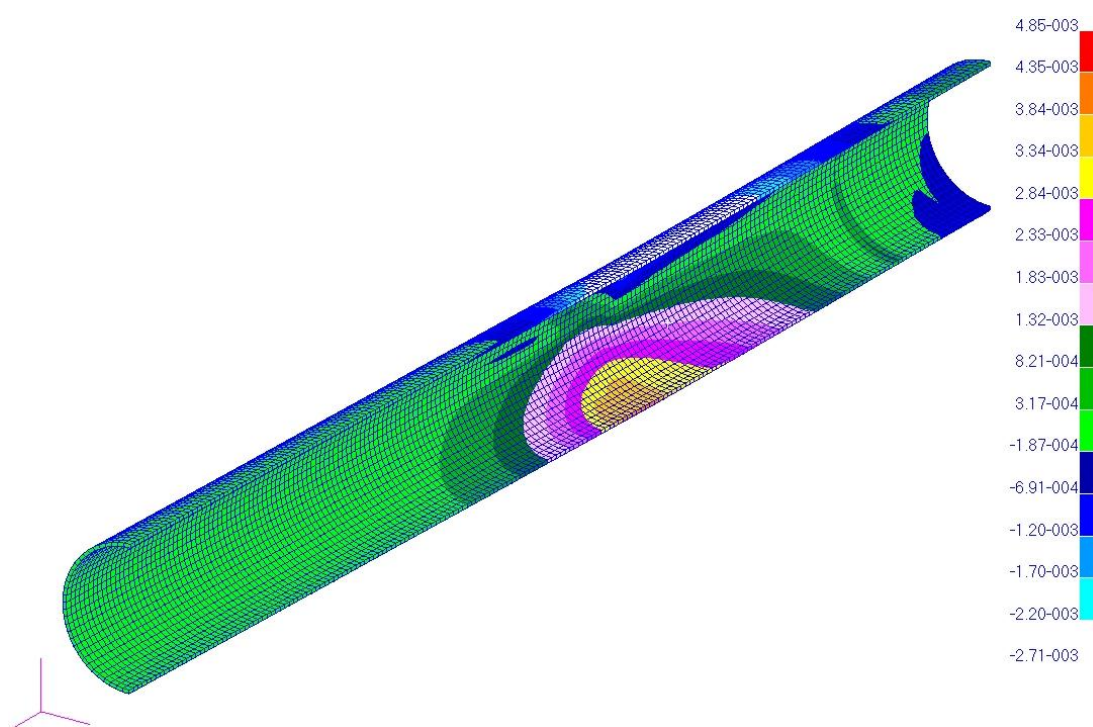


Figura 62 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X100 - Vista 1.

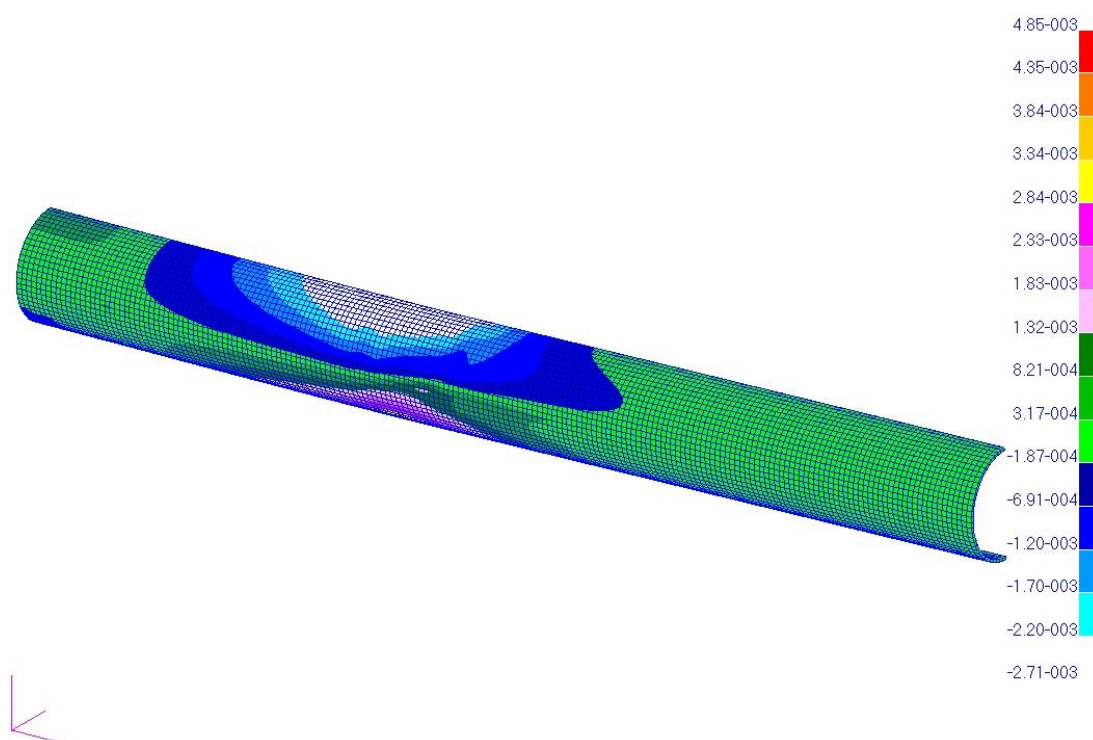


Figura 63 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X100 - Vista 2.

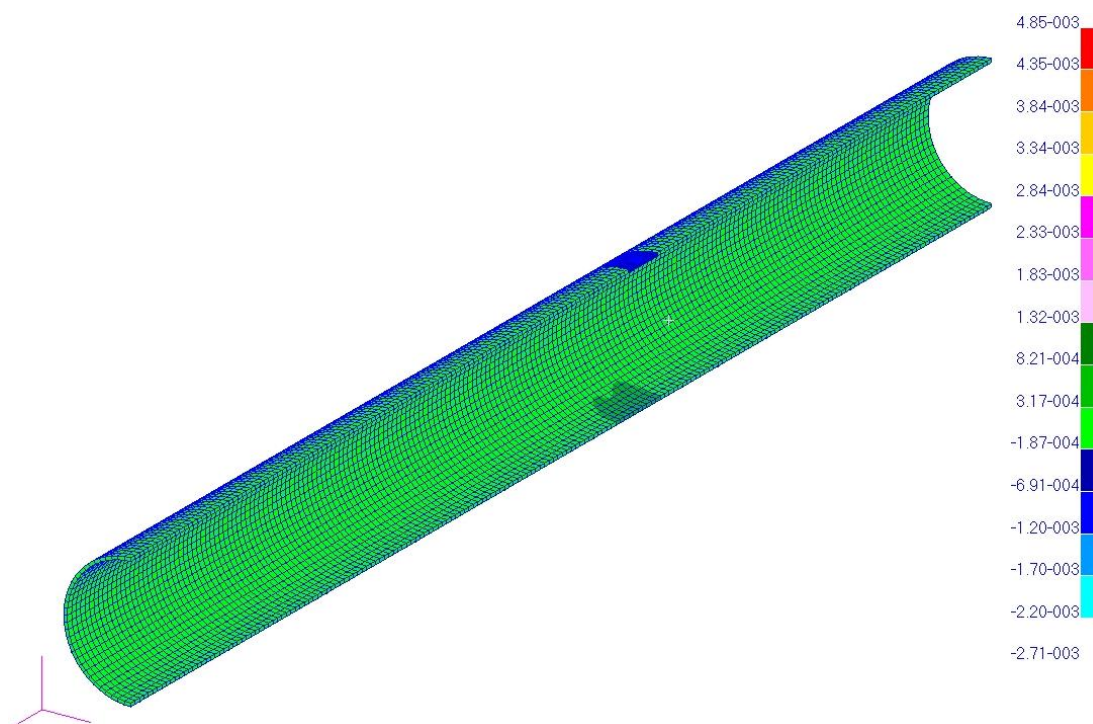


Figura 64 - Deformações residuais máximas - Aço X100 - Vista 1.

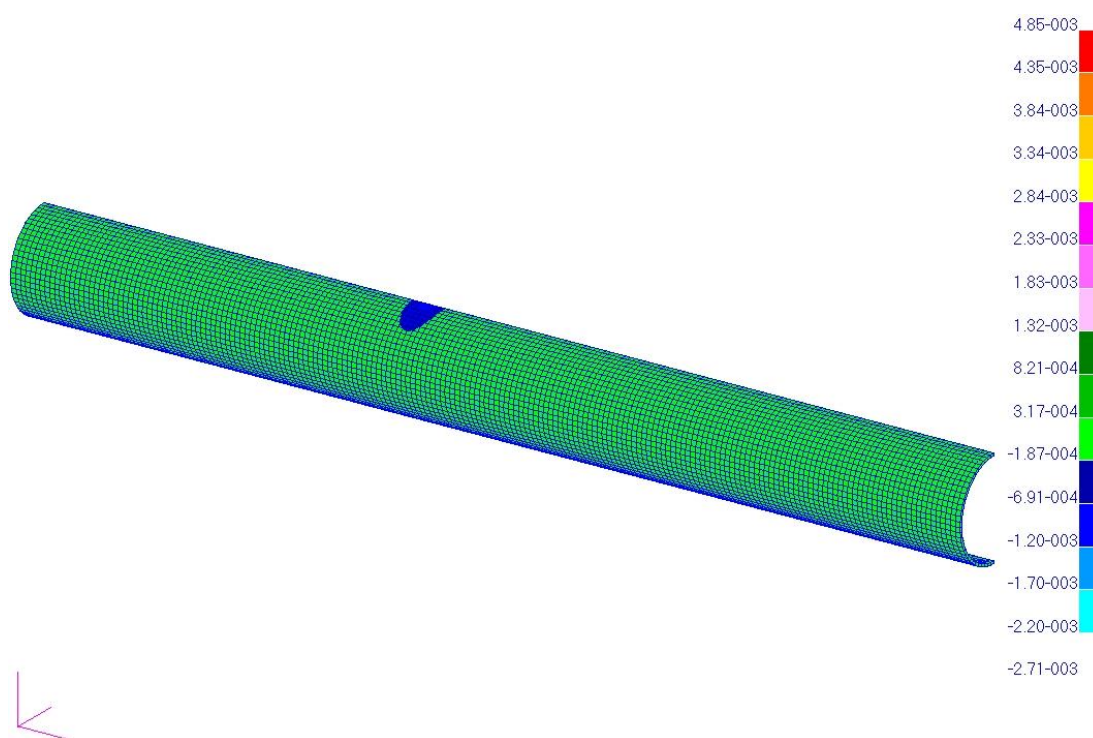


Figura 65 - Deformações residuais máximas - Aço X100 - Vista 2.

X 120:

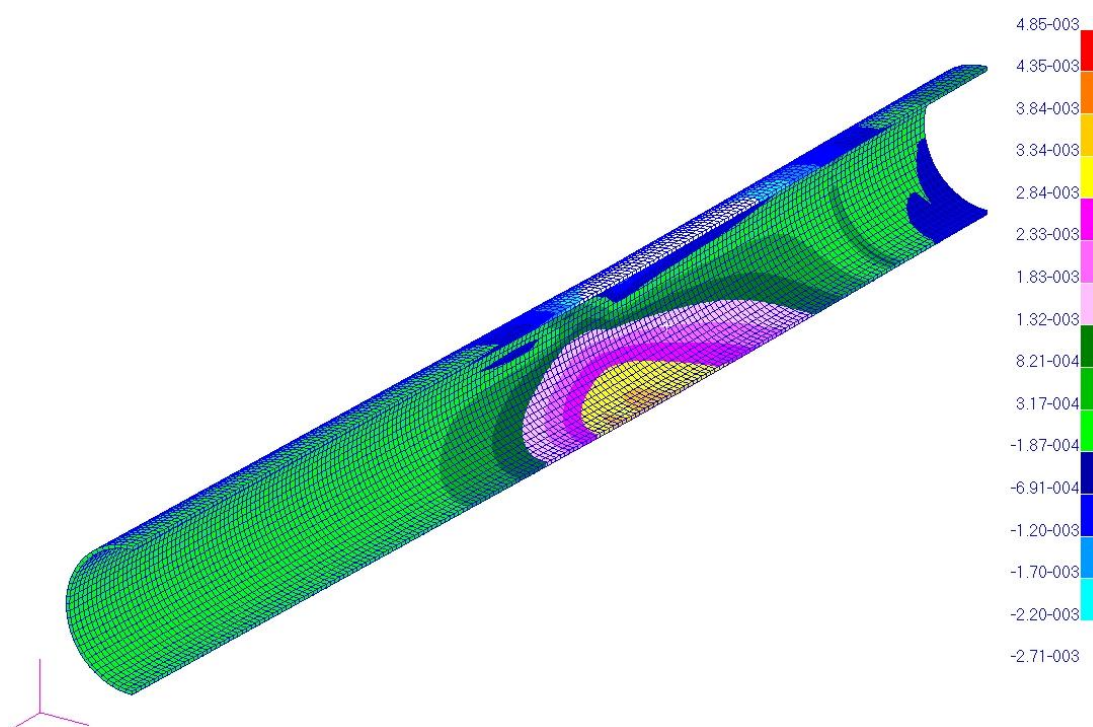


Figura 66 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X120 - Vista 1.

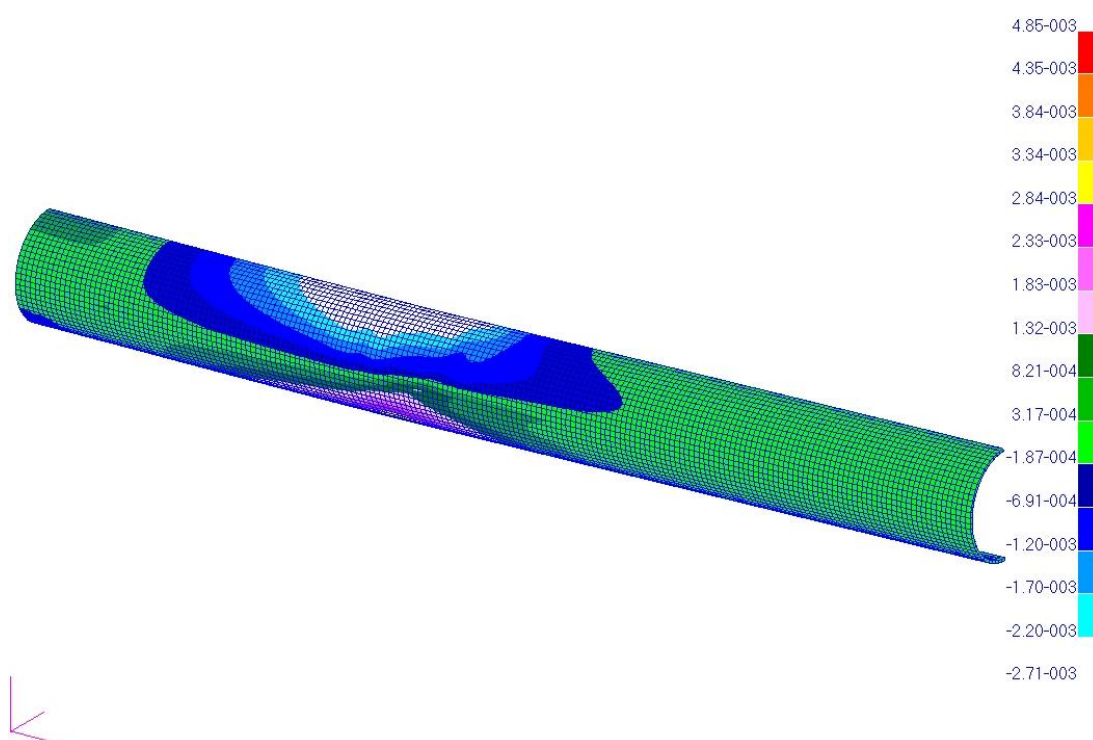


Figura 67 - Deformações máximas durante o processo de dobramento - Aço X120 - Vista 2.

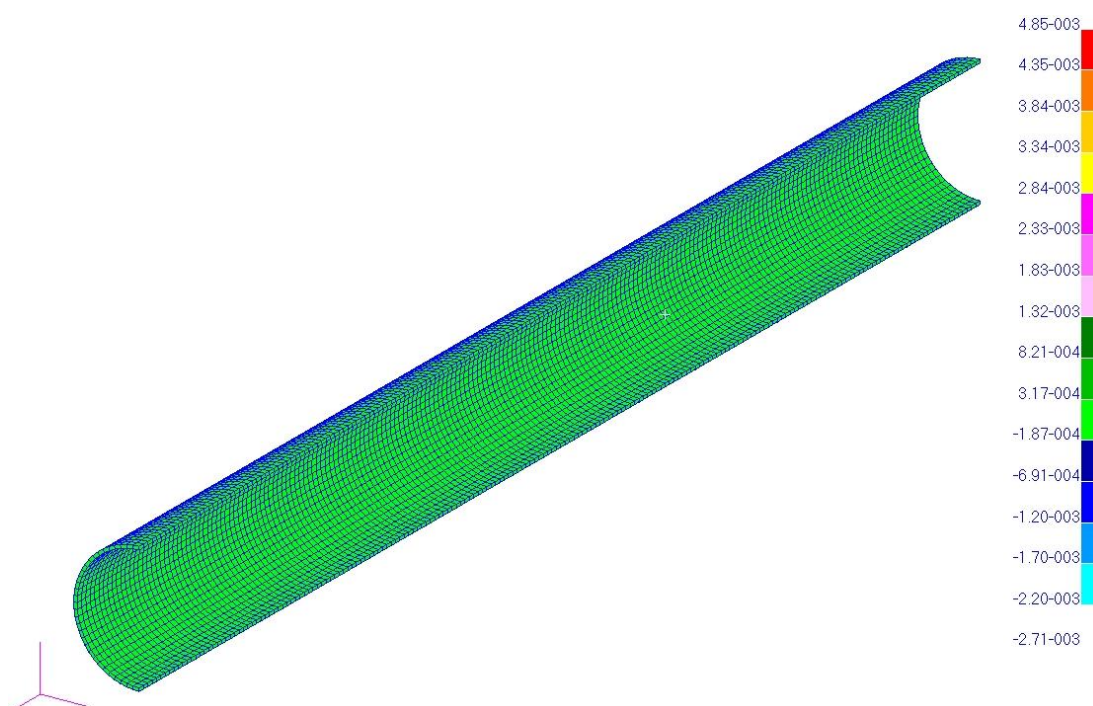


Figura 68 - Deformações residuais máximas - Aço X120 - Vista 1.

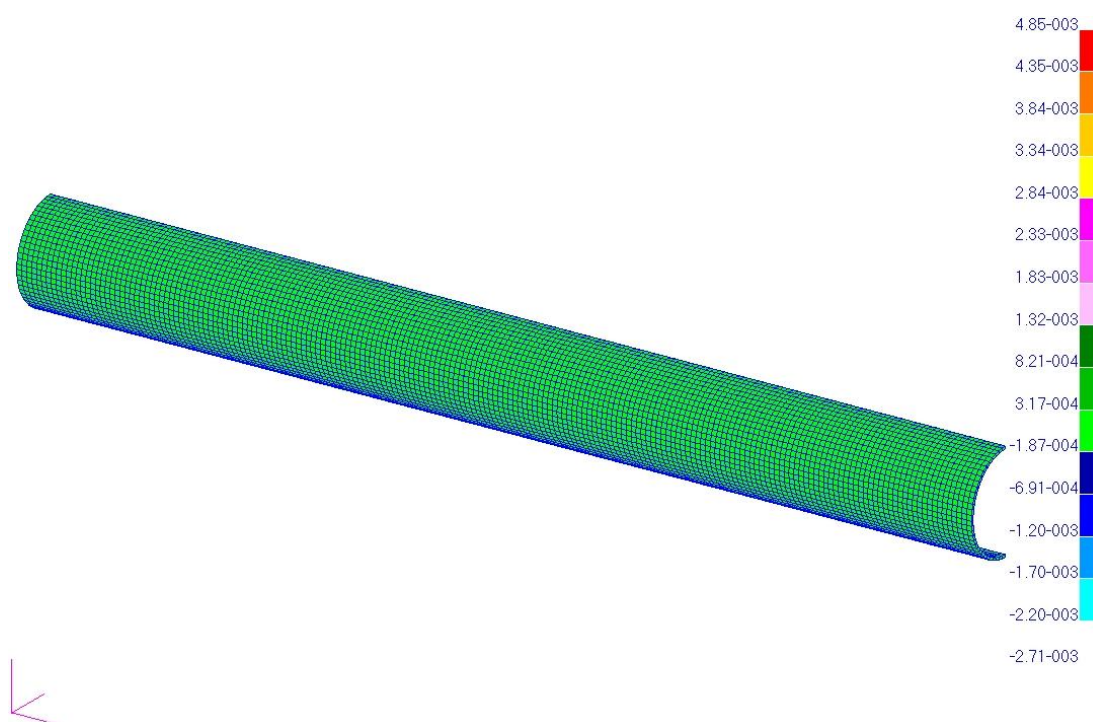


Figura 69 - Deformações residuais máximas - Aço X120 - Vista 2.

5.2.6 Análise dos resultados

Como podemos ver na Tabela 22, os valores de deformação residual foram maiores para os aços de classe menos elevada, tanto para a compressão como para tração.

Como exemplo, obteve-se uma redução percentual relativa de 96.49% para tração e 98.15% para compressão ambos para o aço classe X120 em relação ao X60, apontando mesmo que qualitativamente uma diferença significativa de resposta do material para um deslocamento fixo.

6. CONCLUSÕES

Através do levantamento bibliográfico apresentado podemos verificar que a aplicação destes aços no exterior (EUROPIPE e TRANSCANADA) é crescente, sendo que já existem diversas linhas operando com tubos de aços X80 e algumas linhas experimentais operando com X100. Entretanto, não se tem notícias da aplicação destes aços no Brasil, onde o mais comum é a utilização de aços até a classe X60.

A não utilização destes aços no Brasil deve-se em grande parte a resistência das indústrias em produzir este tipo de aço devido a dúvidas quanto à viabilidade econômica e tecnológica, por exemplo, os processos de fabricação e soldagem.

Os processos de fabricação apresentados no presente relatório como a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, que possibilitam a melhoria das propriedades dos aços para dutos, ainda apresentam-se como incógnitas no atual cenário siderúrgico brasileiro, apesar de existirem experimentos que comprovam a possibilidade de fabricação de aços X80 no Brasil, como descrito anteriormente, de maneira alternativa as apresentadas no trabalho.

A soldagem em campo, outro exemplo de processo descrito no trabalho, também gera dúvidas quanto à aplicabilidade da mesma em ambientes distintos aos dos locais onde elas foram inicialmente utilizadas, tanto no sentido de como ela afeta a microestrutura/propriedades dos aços, quanto à logística e viabilidade de sua utilização levando em conta os locais por onde poderão ser utilizados no Brasil.

Com o objetivo de obter resultados qualitativos e quantitativos que evidenciassem as diferenças na aplicação das diversas classes de aços foram feitas análises numéricas dos processos de fabricação UOE e de dobramento a frio. Através dos resultados destas análises pode-se constatar que ao se aplicar o processo de conformação UOE para aços de classe superior ao X60 em um modelo de elementos finitos, a restituição elástica deverá aumentar significativamente. Como exemplo, obteve-se um aumento percentual relativo de 103,7% na segunda restituição para o aço classe X120 em relação ao X60, apontando mesmo que qualitativamente uma diferença significativa de resposta do material se mantido as mesmas características do processo. Conseqüentemente o processo apresentará obstáculos na fase de soldagem longitudinal por arco submerso, uma vez que o espaçamento das bordas

das chapas conformadas será distinto. Estas diferenças poderiam implicar na necessidade de adaptação do processo para que este utilize os aços de classes mais elevadas.

Com as análises para o dobramento a frio pode-se constatar uma redução na deformação longitudinal residual para os aços de classe superior, o que possibilitaria uma maior aplicação destes tendo em vista que eles suportariam um deslocamento maior até chegar ao limite de deformação para projetos baseados em deformação e permitiriam a utilização de raios de curvatura e/ou ângulos menores para dobramentos a frio. Porém, a utilização destes aços nos processos de dobramento implicaria no aumento das cargas necessárias e conseqüentemente na possível substituição das máquinas utilizadas para este processo.

Levando em conta as análises de restituição elástica e dobramento, também é possível concluir que será necessário um recalibramento das máquinas para que os ângulos de curvatura corretos sejam obtidos, uma vez que, como foram citados anteriormente, os aços de classes mais elevadas apresentam menores valores de deformação residual e maiores valores de restituição elástica.

Com tudo isto concluímos que ainda existem vários obstáculos a serem transpostos para viabilizar a utilização dos aços ARBL no Brasil, mas que apesar disto eles representam uma alternativa viável e eficaz para construção de dutovias além de permitir um transporte mais eficiente e seguro, o que justifica a importância deste trabalho.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] GASNET - O site do Gás Natural: US\$ 6,5 bilhões para expansão de gasodutos em: <http://www.gasnet.com.br/novo_artigos.asp?cod=1047>, Acesso em maio de 2007.
- [2] GASNET - O site do Gás Natural: Brasil mudará matriz energética em: <http://www.gasnet.com.br/novo_artigos.asp?cod=1122>, Acesso em maio de 2007.
- [3] GASNET - O site do Gás Natural: Novos horizontes para a indústria do gás natural em: <http://www.gasnet.com.br/novo_artigos.asp?cod=1006>, Acesso em maio de 2007.
- [4] GASNET - O site do Gás Natural: A encruzilhada do gás sul-americano em: <http://www.gasnet.com.br/novo_artigos.asp?cod=909>, Acesso em maio de 2007.
- [5] SILVA, Mauricio de Carvalho. *Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura*. 2004. Tese apresentada para obtenção do título de Mestre em engenharia. Departamento de engenharia naval e oceânica – USP.
- [6] M. K. Gräf, H.-G. Hillenbrand, C. J. Heckmann, K. A. Niederhoff. *High strength large-diameter pipe for long-distance high pressure gas pipelines*. ISOPE 2003 May 26-30, 2003, Honolulu, Hawaii, USA.
- [7] HIPPERT JR., E. *Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J- Δa para previsão de colapso em dutos*. 2004. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

- [8] ESTADOS UNIDOS. American Society for Metals. *High-strength structural and high-strength low-alloy steels*. 10.ed. Metals handbook: Properties and selection: Irons, steels and high-performance alloys, 1990. v.1, p.389-423.
- [9] ESTADOS UNIDOS. Society of Automotive Engineers. High strength low alloy steel – SAE J410c. SAE handbook, 1972, p.46-46.
- [10] Steel Processing Technology. *Properties and Selection: Irons, Steels and High- Performance Alloys*. 10.ed. Metals Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys ASM, 1990. v.1, p.107-125.
- [11] COHEN, M.; OWEN W.S. *Thermomechanical processing of microalloyed steels*. In: Proceedings of International Symposium on High-Strength Low-Alloy Steels, Microalloying75. Washington D.C. – USA, Oct. 1975. p. 2-8.
- [12] SHIGA, C.; KAMADA, A.; HATOMURA, T.; HIROSE, K.; KUDOH, J.; SEKINE, T. *Development of large diameter high strength line pipes for low temperature services*. Kawasaki Steel Technical Report, n.4, Dec. 1981.
- [13] ESTADOS UNIDOS, American Petroleum Institute. *Specification for line pipe steel API5L*. 42a. edição. New York, 2001
- [14] GRAY, J.M.; PONTREMOLI, M. *Metallurgical options for API grade X70 and X80 linepipe*. In: International Conference Pipe Technology, Rome-Italy, Nov. 1987.
- [15] FUKAI, M.; KARASAWA, J. *Manufacturing techniques and characteristics of high grade ERW line pipe API 5L X80*. Kawasaki Steel Technical Report, n.18, 1988.
- [16] UEDA, H.; TANAKA, T. *Recent development of high-grade linepipe up to X100*. In: International Conference Pipe Technology, Rome-Italy, Nov. 1987.

- [17] BUFALINI, P., PONTREMOLI, M. – Accelerated cooling after control rolling for linepipe production. In: Proceedings of International Conference on High-Strength Low-Alloy Steels, University of Wollongong-Austrália, 1994.
- [18] PARK, C.Y; KWAK, J.K.; EOM, J.H. *The effect of alloying elements on API X80 grade linepipe steel*. In: International Conference 21 st Century Steel Industry of Russia and CIS, Moscow-Russia, June 1994. p.116-120.
- [19] LAZZARI, V; MACHADO, S.; SILVA, C.; NETO, O.; MOREIRA, J. *Industrial data on the first API X80 line pipe produced in Latin América*. Cosipa Works, São Paulo.
- [20] Programa Nacional de Ciência e Tecnologia do Setor de Petróleo e Gás Natural – CTPETRO: *Projeto cooperativo Universidade-Empresa (Usiminas, Confab, Petrobrás, CEFET-RJ, PUC-RJ) para Estudos de Aplicação de Aços X80 para Tubos*. Julho, 2002.
- [21] KOSO, M.; MINURA M.and OHMORI Y., Microstructure and toughness of weld heat affected zone in 785 MNm⁻² HSLA steels, *Metals Technology*, V8, 1981, p 482-487.
- [22] CASTELLO, J. F. et al: Rio Pipeline 2003, Rio de Janeiro-Brasil, Soldagem Circunferencial em tubos de aço da classe API X80, IBP 534_03, Instituto Brasileiro de Petróleo e gás, p 2.
- [23] SIQUEIRA, E. et al: Efeito da Composição Química e dos Parâmetros de soldagem sobre a microestrutural e dureza de metais de solda de aços API 5L X60, CT-22, XXX CONSOLDA, Congresso Nacional de Soldagem, Setembro de 2004, Rio de Janeiro, p 1.

- [24] DOS SANTOS, N. e TREVISAN R., Caracterização de juntas de aço API 5L X70 soldadas pelo processo de soldagem a arco com arame tubular autoprotégido, CT-11, XXX CONSOLDA, Congresso Nacional de Soldagem, Setembro de 2004, Rio de Janeiro, p 5.
- [25] HARRISON; P. L. e FARR; R. A., Application of continuous Cooling Transformation Diagrams for Welding of Steels, International Materials Reviews, v. 4, nº 1, 1989, p. 35 – 51.
- [26] MATSUDA, F. et al: Review of Mechanical And Metallurgical Investigations of Martensite-Austenite Constituent In Welds Joints In Japan, Welding in the World / L'É Soudage dans L'É Monde, Great Britain vol. 37. Nº 3, 1996, p. 134-154.
- [27] MATSUDA, F. et al: An Investigation on the behaviour of the constituent in simulate HAZ of HSLA Steels, Welding in the World / L'É Soudage dans L'É Monde, Great Britain, 1991, vol 29, Nº 9/20 p. 307 - 313.
- [28] HIKAWA, H.; OSHIGE, H.; and TANOUE, T., Effect of martensite austenite constituent on HAZ toughness of high strength steel, Journal welding, Setembro de 1978 pag. 52 - 58.
- [29] THOMPSON, S. W. and KRAUSS, G., Structure and Properties of Continuously Cooled Bainitic Ferritic-Austenite-Martensite Microstructures, Mechanical Working and Steel Processing Proceedings, USA, 1989 p. 467 - 480.
- [30] WIDGERY, D. J. Linepipe Welding beyond 2000, Svetsarem, Grupo ESAB, 1999, Não paginado.
- [31] FORTES, C. Eletrodos Revestidos OK, Brasil, Assistência Técnica Consumíveis – ESAB BR, Abril 2004, p. 3, 7, 31.

- [32] SENAI, Soldagem Processo com Eletrodo Revestido, Quinta Edição, São Paulo – Brasil, Senai , 1997, p. 191.
- [33] EXSA, Manual de Soldadura Oerlikon - Conceptos Generales de Soldadura, Edição 1998, Peru, EXSA-Perú, p. 6.
- [34] M.D. Herynk, S. Kyriakides, A. Onoufriou, H.D. Yun - *Effects of the UOE/UOC pipe manufacturing processes on pipe collapse pressure*. International Journal of Mechanical Sciences 49 (2007).
- [35] T.L. Anderson - Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, Second Edition – 1995, Florida, USA.
- [36] Serope Kalpakjian – Manufacturing Processes for Engineering Materials, Third Edition – 1997, USA.
- [37] N. Fukuda, H. Yatabe, S. Kawaguchi, T. Watanabe, T. Masuda – *Experimental and Analytical Study of Cold Bending Process for Pipelines* – Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering (2003).
- [38] U.S. Department of Interior, Minerals Management Service, U. S. Department of Transportation, Research and Special Programs – *Strain-Based Design of Pipelines* – 2003.
- [39] Machinery trader:
<<http://www.machinerytrader.com/listings/detail.aspx?ohid=6064771>>, Acesso em novembro de 2007.