**UNESP**
**Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá**

**Guaratinguetá**
**2011**

SALANI, Marcelo

DM
2011

MARCELO RE SALANI

# ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS MICROLIGADOS PRODUZIDOS POR LAMINAÇÃO CONTROLADA SEGUIDA DE RESFRIAMENTO ACELERADO PARA TUBOS API/DNV USADOS NO PROJETO PRÉ-SAL

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr.Tomaz Manabu Hashimoto

Guaratinguetá
2011

S161e

Salani, Marcelo Re

Estudo das propriedades mecânicas de aços microligados produzidos por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado para tubos API/DNV usados no projeto pré-sal / Marcelo Re Salani – Guaratinguetá : [s.n], 2011.

80 f. : il.

Bibliografia: f. 78-80

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011.

Orientador: Prof. Dr. Thomaz Manabu Hashimoto

1. Aço 2. Pré-sal I. Título

CDU 669.14

unesp

*UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA*
*CAMPUS DE GUARATINGUETÁ*

*MARCELO RE SALANI*

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
**"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"**

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

**Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira**
Coordenador

*BANCA EXAMINADORA:*

**Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO**
Orientador / Unesp-Feg

**Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA**
Unesp-Feg

**Profª. Drª. CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI**
FATEC/Pindamonhangaba

*Junho de 2011*

**DADOS CURRICULARES**

**MARCELO RE SALANI**

| | |
|---|---|
| NASCIMENTO | 31.01.1979 – SANTOS-SP |
| FILIAÇÃO | Carlos Roberto Salani<br>Sandra Maria Ré Salani |
| 1997/2003 | Curso de Graduação<br>Engenharia Metalúrgica<br>Faculdade de Engenharia Industrial<br>São Bernardo do Campo |

# DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais Carlos e Sandra que me deram suporte e se abdicaram de diversas coisas para que eu pudesse estudar, além de me apoiarem e me incentivarem nos momentos mais duros.

À minha irmã Vivian que sempre esteve ao meu lado em todos os momentos.

Aos meus avós Alfredo (*in memoriam*) e Iracema que me ensinaram a importância de ser uma pessoa comprometida.

**AGRADECIMENTOS**

A Deus por tudo que me tem proporcionado em sua infinita bondade.

Ao meu orientador Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto pelo apoio e orientação durante a elaboração deste trabalho.

A TenarisConfab pela oportunidade de crescimento profissional e pessoal.

Aos profissionais da TenarisConfab: Benedito Carlos Cavalheiro, João Mauricio Godoy e Marcelo Carlos Fritz pelo apoio ao meu trabalho me ajudando e dando-me oportunidade e incentivo para a conclusão do mesmo.

**“O futuro pertence aqueles que acreditam na beleza dos seus sonhos” (Eleanor Roosevelt)**

SALANI, M. **Estudo das Propriedades Mecânicas de Aços Microligados Produzidos por Laminação Controlada Seguida de Resfriamento Acelerado para Tubos API/DNV Usados no Projeto Pré-Sal**. 2011. 80 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011


## RESUMO

Com os novos desafios impostos pelas condições cada vez mais severas dos poços de petróleo *offshore* a necessidade de materiais mais modernos e com melhores propriedades mecânicas tem sido um desafio constante. Neste trabalho foi realizada a caracterização mecânica de tubos fabricados a partir de chapas de aço laminadas a quente, seguido de resfriamento acelerado. Os valores reportados são resultados de testes de laboratório aplicados em corpos de prova retirados do metal de base, de solda e da zona termicamente afetada. A utilização destes aços na fabricação de tubos soldados por processo arco-submerso em dois passes, utilizando arcos múltiplos, tem apresentado resultados de tenacidades confiáveis e superiores aos obtidos a partir de chapas laminadas pelo processo de laminação controlada sem resfriamento acelerado, principalmente em espessuras de 16 mm e superiores. Os requisitos do teste de tenacidade especificados pela norma DNV-OS –F101 aplicados em tubos fabricados de acordo com a norma API 5L, são considerados críticos. A criticidade é função dos valores mínimos a serem obtidos e também da freqüência estabelecida para ser aplicada em cada corrida de aço utilizada na produção de cada item de fabricação. Com isso nota-se uma enorme vantagem do uso dos aços com o processo de resfriamento acelerado, visto que os mesmos tiveram uma melhor homogeneidade nos resultados de limite de escoamento, com um ganho significativo no alongamento e apenas uma pequena redução no limite de resistência. O fato de usarem menores teores de carbono, também favoreceu muito a tenacidade no metal de base e ao longo da ZTA, tendo diferenças extremamente significativas de ganho no teste de impacto e CTOD.



**PALAVRAS-CHAVE:** Tubos de Aço, Pré-sal, Resfriamento Acelerado.

SALANI, M. **Study of Mechanical properties of microalloyed steels produced by controlled rolling with Accelerated Cooling for Pipes API / DNV Used in Pre-Salt Project.** 2011. 80 p. Dissertation (Master in Mechanical Engineering with emphasis on Materials Science) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011

## ABSTRACT

The main of this work is the mechanical properties characterization of pipes made from steel plates produced using hot rolling with accelerated cooling. The values reported are laboratory tests results, applied on samples taken from the base metal, weld and heat affected zone. The use of these steel plates in the manufacture of pipes by submerged arc welding process using multiple arcs has shown toughness and elongation results superior to those obtained by using hot rolled steel plates without accelerated cooling, particularly in thicknesses of 16 mm and higher. The toughness test requirements specified by DNV-OS-F101 applied for pipes manufactured aiming offshore application are considered critical. The criticality is function of the minimum values required set the sampling frequency to be applied in every steel heat used in the production of each product. Because of this the use of accelerated cooling process shows a significant advantage, since it provides a better homogeneity in yield strength results, with a significant gain in elongation and only a small reduction in tensile strength. The use of smaller amounts of carbon also greatly fostered toughness in base metal and along HAZ, with significant improvement in the impact test and CTOD. Results due to these enhanced properties the use of steels with accelerated cooling technology is essential in order to face technological challenges imposed by new requirements of submarines pipelines.

**Keywords:** Steel Pipes, Pre-Salt, Accelerated Cooling

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Vista da Área Total da Província do Pré-sal ..... 21

Figura 2: As várias camadas antes de chegar ao Pré-sal ..... 22

Figura 3: Vista e Esquema para o Escoamento para o projeto Tupi ..... 23

Figura 4: Correlação entre as tendências para dutos e os requisitos Correspondentes para tubos ..... 25

Figura 5: Evolução dos aços usados na fabricação de tubos com grande diâmetro ..... 26

Figura 6: Movimento de uma discordância à medida que ela encontra um contorno de grão, ilustrando como o contorno atua como uma barreira para a movimentação da discordância e a continuação do escorregamento ..... 27

Figura 7: Evolução do tamanho de grão da austenita e da nucleação posterior de ferrita a partir dela em função da evolução de temperatura aplicada durante o processo ..... 28

Figura 8: Uma discordância cortando uma partícula de segunda fase ..... 30

Figura 9: Desenho esquemático dos estágios na passagem de uma discordância entre obstáculos largamente separados, baseado no mecanismo de endurecimento de Orowan ..... 31

Figura 10: Diagrama esquemático de um laminador de chapas grossas com cadeiras de desbaste e acabamento distintas ..... 33

Figura 11: Representação esquemática do processo de Laminação Controlada com Resfriamento Acelerado ..... 33

Figura 12: Efeitos da Laminação e do Resfriamento sobre sítios de nucleação na transformação da Austenita ..... 37

Figura 13: Efeito da adição de Nb sobre chapas de aço com resfriamento acelerado ..... 40

Figura 14: Efeito da adição de V sobre chapas de aço com resfriamento acelerado ..... 41

Figura 15: Efeito da adição de Ti sobre chapas de aço com resfriamento acelerado ..... 42

Figura 16: Diferentes áreas da ZTA ..... 43

Figura 17: Processo de fabricação de tubo de aço soldado ..... 45

Figura 18: Prensagem em “U” ..... 46

Figura 19: Processo de soldagem por arco submerso com 4 eletrodos.....48

Figura 20: Equipamento para expansão a frio .....49

Figura 21: Esquema de retirada de corpos de prova em um tubo SAW .....52

Figura 22: Equipamentos usados para determinar a composição química (a) Espectrômetro de Plasma Induzido, (b) analisador de Carbono e Enxofre, (c) Espectrômetro de emissão ótica à vácuo, (d) analisador de Carbono e Enxofre e (e) analisador de Nitrogênio e Oxigênio.....54

Figura 23: Corpo de prova para ensaio de tração e máquina de ensaio ..... 57

Figura 24: a) Corpo de prova para ensaio de impacto Charpy; b) Pêndulo (“Martelo”) incidindo no corpo de prova; c) Detalhe do corpo de prova no momento do impacto.....58

Figura 25: Máquina para ensaio de impacto.....58

Figura 26: Perfil de dureza adotado – pontos de impressão .....59

Figura 27: Microdurômetro Vickers.....59

Figura 28: Microscópio eletrônico de varredura – MEV .....60

Figura 29: Corpo de prova durante ensaio de CTOD..... 61

Figura 30: Máquina para realização de ensaios CTOD.....62

Figura 31: Representação estatística do limite de escoamento para o material com laminação controlada .....67

Figura 32: Representação estatística do limite de escoamento para o material com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.....67

Figura 33: Representação estatística do limite de resistência para o material com laminação controlada .....68

Figura 34: Representação estatística do limite de resistência para o material com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.....68

Figura 35: Representação estatística do ensaio de impacto (Charpy) no metal de base para o material com laminação controlada.....70

Figura 36: Representação estatística do ensaio de impacto (Charpy) no metal de base para o material com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.....70

Figura 37: Representação estatística do ensaio de impacto (Charpy) na zona termicamente afetada para o material com laminação controlada.....71

Figura 38: Representação estatística do ensaio de impacto (Charpy) na zona termicamente afetada para o material com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.....71

Figura 39: Curva de Transição de Charpy.....72

Figura 40: Comparativo de microestrutura da ZTA, Nital 3%.....74

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química típica do aço utilizado sem resfriamento acelerado (% em peso)..... 63

Tabela 2: Composição química típica do aço utilizado com resfriamento acelerado (% em peso)..... 64

Tabela 3: Resultados médios das medições de dureza realizadas.....65

Tabela 4: Resultados de tração do aço utilizado sem resfriamento acelerado.....66

Tabela 5: Resultados de tração do aço utilizado com resfriamento acelerado .....66

Tabela 6: Resultados de Charpy do aço utilizado sem resfriamento acelerado.....69

Tabela 7 Resultados de Charpy do aço utilizado com resfriamento acelerado .....69

Tabela 8: Resultados de CTOD.....73

## Lista de Abreviaturas e Siglas

A – Corrente de Soldagem

AC – Aporte de Calor

AF - Ferrita Acicular

API- *American Petroleum Institute*

ARBL-Alta Resistência e Baixa Liga

ASTM- *American Society for Testing and Materials*

CE- Carbono Equivalente

CTOD- *Cracking Tip Open Displacement*

DNV- *Det Norsk Veritas*

ECA - *Engineering Critical Assessement*

END – Ensaios Não-Destrutivos

FS (A) - Ferrita com Segunda Fase Alinhada.

FS (NA) - Ferrita com Segunda Fase não Alinhada

ISO - *International Organization for Standardization*

Ksi- *Kilo Square Inch*

LCC- Laminação Controlada Convencional

LE- Limite de Escoamento

LR- Limite de Resistência

MA- Martensita-Austenita

MAG-*Metal Active Gas*

MEV-Microscópio Eletrônico de Varredura

MIN-IND - Resultado mínimo individual especificado

MIN-MED – Resultado mínimo médio especificado

MPa- Mega Pascal

Pcm- *Parameter for crack measurement*

PF = Ferrita Primaria.

Psi- Pound Square Inch

PSL - *Product Specification Level*

RA- Resfriamento Acelerado

S – Velocidade de Soldagem

SAW- *Submerged Arc Welding*

TMCP-*Termomecanically Controled Process*

$T_{nr}$ – Temperatura de não-recristalização

V – Tensão do Arco

ZFL - Zonas de Fragilidade Localizadas

ZTA- Zona Termicamente Afetada

## Lista de Símbolos

° C- graus Celsius

Al- Alumínio

C- Carbono

Cr- Cromo

Cu- Cobre

•- Desvio Padrão

λ - Espaçamento Interatômico

Mn- Manganês

Mo- Molibdênio

N- Nitrogênio

Nb-Nióbio

Ni- Níquel

P- Fósforo

S- Enxofre

Si-Silício

Ti- Titânio

V- Vanádio

**SUMÁRIO**

**1 INTRODUÇÃO ..... 19**
1.1 Antecedentes..... 19
1.2 Justificativa e Relevância..... 20
1.3 Objetivo..... 23
**2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... 24**
2.1 Evolução dos Aços API ..... 24
2.2 Mecanismos de endurecimento envolvidos no processo termomecânico ..... 27
2.2.1 Refino de grão..... 27
2.2.2 Endurecimento por Precipitação..... 29
2.3 Laminação controlada termomecanicamente e resfriamento acelerado..... 32
2.4 Efeito dos elementos de liga..... 37
2.4.1 Nióbio, Vanádio e Titânio..... 39
2.5 Estudo da zona termicamente afetada de solda por arco submerso ..... 42
2.5.1 Método de fabricação do tubo e variáveis do processo ..... 45
**3 MATERIAIS E MÉTODOS..... 52**
3.1 Materiais..... 52
3.2. Corpos de prova..... 52
3.3 Métodos..... 53
3.3.1 Caracterização Química ..... 53
3.3.2 Caracterização Mecânica..... 54
3.3.2.1 Ensaio de Tração..... 56
3.3.2.2 Ensaio de impacto Charpy..... 57
3.4 Ensaio de dureza ..... 59
3.5 Caracterização Microestrutural ..... 60
3.6 Ensaio de CTOD..... 61
**4 RESULTADOS E DISCUSSÕES..... 63**
4.1 Caracterizações do Material do Tubo..... 63
4.2 Curva transição-ensaio Charpy “V” ..... 72
4.3 Ensaio de CTOD-Corpos de Prova SE (B)..... 73
4.4 Análise Metalográfica..... 73
**5 CONSIDERAÇÕES FINAIS..... 76**
**6 CONCLUSÕES..... 77**
**REFERÊNCIAS..... 78**

# 1. INTRODUÇÃO

Com a descoberta de óleo leve na camada Pré-sal e os novos desafios impostos para sua extração, a demanda de tubos com propriedades mecânicas na junta soldada, seguindo a especificação API 5L, em graus até X80, tem-se mostrado um desafio para os fornecedores, que para espessuras de 16 mm e maiores, ocorre uma comprovada dificuldade em cumprir com os valores exigidos de tenacidade, em temperaturas de teste da ordem de -10 °C e mais baixas. A dificuldade é ainda mais relevante nos testes feitos em corpos-de-prova retirados da zona termicamente afetada (ZTA), principalmente os localizados na linha de fusão e a 2 mm da linha de fusão.

Os projetos recentes de tubulações para instalação, principalmente submarinos, (*offshore)* especificam aços com composição química e limpidez que seleciona o roteiro de fabricação na usina siderúrgica, indicando o uso de desgaseificação a vácuo, tratamento com cálcio e microligantes nos processos de aciaria e que é finalizado por uma laminação em processo controlado termomecanicamente, seguido de resfriamento acelerado.

## 1.1. ANTECEDENTES

Durante as ultimas décadas, as indústrias siderúrgicas dirigiram seus esforços na produção de aços com alta tenacidade, melhor soldabilidade e redução no uso de elementos de liga devido ao custo destes. Concorrentemente, tem sido a tendência, o uso de aços de alta resistência para reduzir o peso e assim reduzir os custos de fabricação. Esses requisitos têm sido possíveis pela introdução dos aços controlados termomecanicamente, os quais combinam a laminação controlada com resfriamento acelerado.

Como abordado por Gray (2007), a composição química tem um profundo efeito na microestrutura, nas propriedades mecânicas, na soldabilidade e na resistência à corrosão dos aços de construção das tubulações e, também, impacto no custo de fabricação do aço.

Com a laminação controlada tornou-se possível reduzir o carbono equivalente de chapas grossas e, ainda, uma considerável redução no percentual dos elementos de

liga, devido ao vigoroso refinamento do tamanho de grão. Este novo recurso, colocado em prática, permitiu o aumento simultâneo do limite de escoamento e da tenacidade.

Os aços para fabricação de tubos soldados têm evoluído continuamente desde 1959,conforme citado por Gray (2007) e, atualmente, estão disponíveis com limite de escoamento de até 100Ksi (689 MPa) ou em desenvolvimento com L.E. até 120 Ksi (827 MPa).

O resfriamento acelerado possibilita utilizar aços com menos elementos de liga. Assim por exemplo, pode-se abaixar o carbono equivalente do material e, ainda, ter uma melhoria significativa nas propriedades mecânicas, principalmente na tenacidade, conforme descrito por Okamoto (1990).

## 1.2. JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA

Pré-sal é uma camada de rochas porosas localizada entre cinco e seis mil metros abaixo do leito submarino, aproximadamente a 400 km da costa litorânea como indicado na Figura 1. A camada tem esse nome por se encontrar depois da camada de sal que a recobre. No interior da camada o petróleo e o gás ficam armazenados nos poros das rochas, sob altíssima pressão. A temperatura onde se localiza a Pré-sal é elevada, podendo atingir entre 80ºC e 100ºC. Aliada à alta pressão, as rochas se alteram e adquirem propriedades elásticas, ficando muito moles, o que dificulta a perfuração do poço.

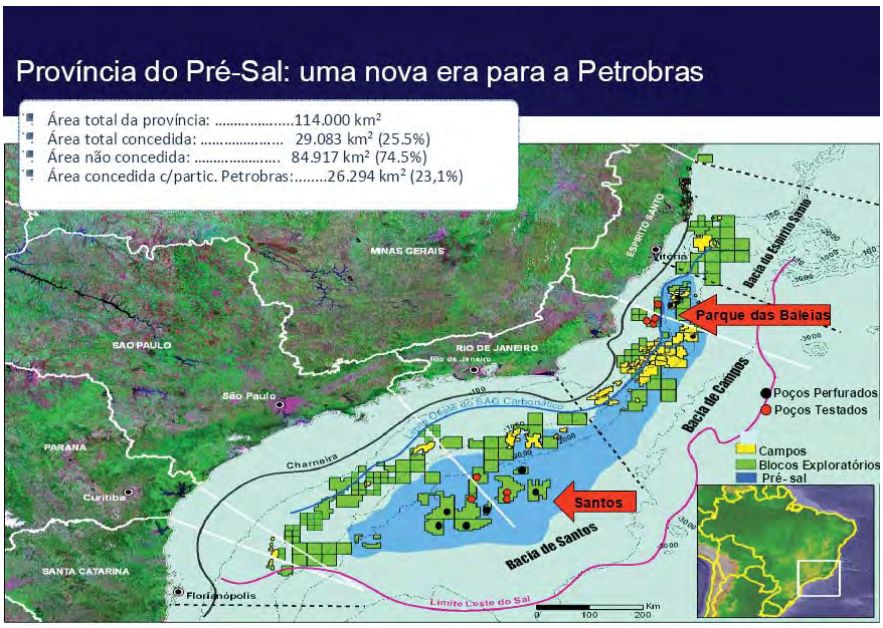



Figura 1- Vista da Área Total da Província do Pré-sal. (Site Petrobás)

Para chegar até a camada Pré-sal será necessário vencer diversas etapas com características bem diferentes (Figura 2). O tubo que vai da plataforma até o fundo do oceano, chamado “riser”, tem que resistir a ondas sísmicas, correntes marítimas e flutuações da base.

Além de resistentes, os tubos precisam ser leves já que são movimentados pelo navio ou plataforma. Outro problema a ser vencido é a corrosão provocada pelo dióxido de enxofre, hoje um dos maiores obstáculos técnicos para a exploração dos novos campos.

Ao contrário do que muitos pensam, um poço de petróleo não é um furo vertical, mas um caminho projetado matematicamente para que se obtenha o melhor rendimento possível. O tubo mais profundo tem seis mil metros até a superfície e um diâmetro entre 10 e 20 centímetros. Ao mesmo tempo em que perfura a rocha, informações vitais de telemetria são enviadas através de um cabo de dados, chamado de cordão umbilical, (site Petrobrás 2010).

Outro grande desafio é o transporte do petróleo até a costa, que exigiu a fabricação de tubos com alta resistência mecânica, alta tenacidade e resistência à

corrosão ácida para uso em condições severas, instalados a uma lâmina d'água de aproximadamente 2.200m de profundidade.

Nesse contexto a TenarisConfab fez sua primeira participação na área do Pré-sal com a entrega de 90 km de tubos para a construção do gasoduto *offshore* que ligará o projeto-piloto de Tupi à plataforma de Mexilhão (Figura 3) .

Figura 2- As várias camadas antes de chegar ao Pré-sal (adaptado site Petrobras)

Figura 3- Vista e Esquema para o Escoamento para o projeto Tupi (Dados de Projeto)

## 1.3 OBJETIVO

Atualmente muito se tem falado em aços para tubos usados no projeto Pré-sal e os desafios por ele impostos. Este trabalho tem como objetivo analisar, as exigências e dificuldades na fabricação da matéria-prima (chapas de aço) até a própria caracterização mecânica do produto final (tubo) onde deve-se caracterizar que o produto fabricado com chapas de aço produzidas a partir de laminação controlada e resfriamento acelerado tem um desempenho superior aos dos aços produzidos somente por laminação controlada. Sendo assim poderá ser confirmada a necessidade do uso deste processo para conseguir superar os requisitos na condução do petróleo extraído da região do Pré-sal e levá-lo até a costa abaixo de uma lamina de água que pode ter de dois mil a três mil metros de profundidade em um ambiente severo, onde a tenacidade do produto final deve ser alta, podendo assim, cumprir com os requisitos de impacto e CTOD, como resultados altos em baixa temperatura, bom comportamento dúctil-frágil e alta área dúctil.

# 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

## 2.1 EVOLUÇÃO DOS AÇOS API

A Norma API (*American Petroleum Institute***)** 5L (ISO 3183) tem por objetivo especificar as exigências de fabricação de produtos para condução de óleo e gás, com dois níveis de especificação (PSL 1 e PSL 2 - *Product Specification Level*) e diferentes graus (de A25 a X70 para PSL 1 e de B até X120 para PSL2, onde o algarismo arábico representa o limite mínimo de escoamento do material em Ksi), os quais definem as características mecânicas e químicas do tubos de aço, sem ou com solda, para serem utilizados em sistema de transporte por dutos nas indústrias de petróleo e gás natural.

O nível PSL 1 oferece uma norma para nível de qualidade para tubos. O nível PSL 2 tem exigências adicionais mandatória para a composição química, resiliência e propriedades de resistência e END (Ensaios Não-Destrutivos). Exigências que se aplicam apenas ao PSL 1 ou apenas ao PSL 2 são, portanto, apontadas. Exigências que não são apontadas a um PSL específico aplicam-se tanto para o PSL 1 quanto para o PSL 2.

Além disso, o comitê técnico que elabora e revisa esta norma API, reconhece que a indústria do petróleo e do gás natural, freqüentemente, especifica exigências adicionais para determinadas aplicações. Contudo, estas especificações adicionais não podem ser menos restrita que as especificações contidas na norma API.

Caso algum requisito contemplado pela API 5L não seja atendido, tal produto não poderá receber o Monograma API de conformidade.

Durante os últimos anos a necessidade de produção de tubos de aço com maiores exigências levou os produtores de aço e tubos a aperfeiçoarem seus métodos de fabricação chegando até o ponto em que, para atender a essas demandas, foram necessários novos e modernos processos de fabricação de aços para tubos. A Figura 4 mostra quais as tendências que deverão ser seguidas para os novos projetos de dutos e os requisitos que esse tubo terá que ter para cumprir com eficiência essas tendências.

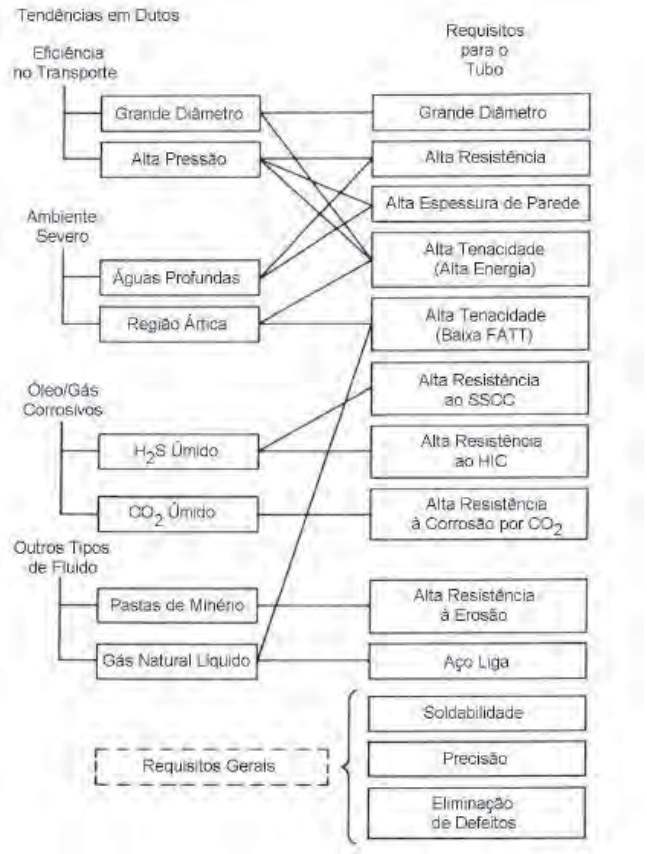



Figura 4: Correlação entre as tendências para dutos e os requisitos correspondentes para tubos (Adaptado de Gorni, 2009)

Conforme pode-se observar na Figura 5, o processo de fabricação de chapas grossas usadas para tubos soldados teve uma evolução significativa. Pode-se observar que há mais de 40 anos são produzidas chapas de qualidade API 5L X60, porém com teor de carbono relativamente alto, na ordem de 0,20%, e adição de vanádio para aumento da resistência mecânica à época o processo laminação tinha como único objetivo atingir as propriedades dimensionais nas chapas, deixando para o tratamento térmico de normalização o atendimento das propriedades mecânicas. Apesar de ser um processo satisfatório o mesmo tinha pontos onde se podia obter melhorias, como a possibilidade de atingir as propriedades mecânicas logo após a laminação, excluindo assim, a necessidade de tratamento térmico e, com isso, reduzir o tempo de fabricação e o custo. Outra vantagem seria a diminuição do carbono melhorando assim a propriedade de soldabilidade do material, segundo Gorni, Silveira e Reis (2006, 2009).

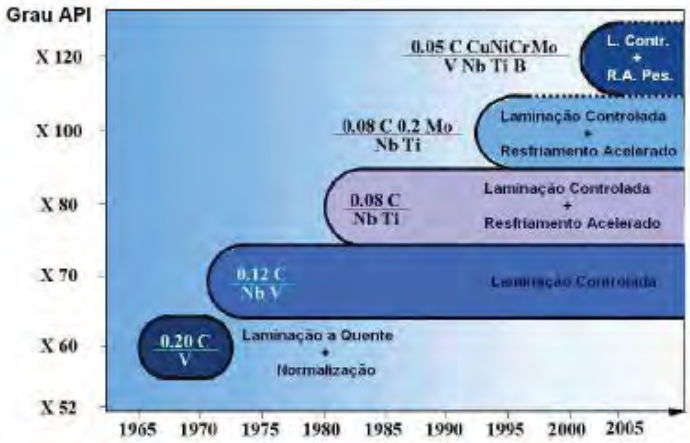



Figura 5: Evolução dos aços usados na fabricação de tubos com grande diâmetro (Adaptado de Gorni, 2006)

Entretanto, a crise do Petróleo, entre 1975 e 1985, forçou a exploração de jazidas em locais como Sibéria e Alasca. Nessas regiões mais frias as exigências de tenacidade e soldabilidade aumentam consideravelmente além de, por serem em regiões mais remotas e de difícil acesso, fazer-se necessária a redução do peso do tubo. Consequentemente houve a necessidade de um incremento nas propriedades mecânicas e, com isso, a indústria iniciou o desenvolvimento de aços de baixa liga e alta resistência (ARBL), aços estes microligados ao Nb, Ti e/ou V. Para isso foi desenvolvido o processo de laminação controlada no qual o material já tem as propriedades mecânicas atingidas após laminação e os elementos microligantes; somados ao processamento termomecânico provocam um intenso refino de grão, aumentando assim, a resistência mecânica e a tenacidade. Além disso os elementos microligantes remanescentes em solução, após a laminação a quente precipitam, em forma de nitretos e carbonetos na ferrita durante o resfriamento ao ar, aumentando a sua resistência mecânica. Há também o endurecimento por solução sólida, de acordo com Gorni, Silveira e Reis (2006).

Conforme mostrado na Figura 5, a evolução dos níveis de resistência passou de API 5L X52, em meados de 1960, para API 5L X100 o qual passou a ser comercializado no início do novo milênio.

## 2.2 - MECANISMOS DE ENDURECIMENTO ENVOLVIDOS NO PROCESSO TERMOMECÂNICO

### 2.2.1 - Refino de grão

O diâmetro médio ou tamanho do grão em um material policristalino, é de suma importância na definição de suas propriedades mecânicas. Os grãos, mesmo estando adjacentes, possuem normalmente diferentes tipos de orientação cristalográfica e como interface, um contorno de grão em comum, conforme ilustrado na Figura 6. Quando submetidos a esforços que alcancem uma deformação plástica inicia-se a movimentação das discordâncias no contorno em comum e, sendo assim, o próprio contorno de grão atua como uma barreira à movimentação das discordâncias. Isso ocorre porque os dois grãos possuindo orientações cristalográficas distintas obrigam a discordância a mudar sua direção de movimento tornando esse deslizamento mais difícil. Assim, a desordenação atômica interna de uma região de contorno de grãos resultará em uma descontinuidade de planos de um grão para o interior do outro, de acordo com Callister (2002).

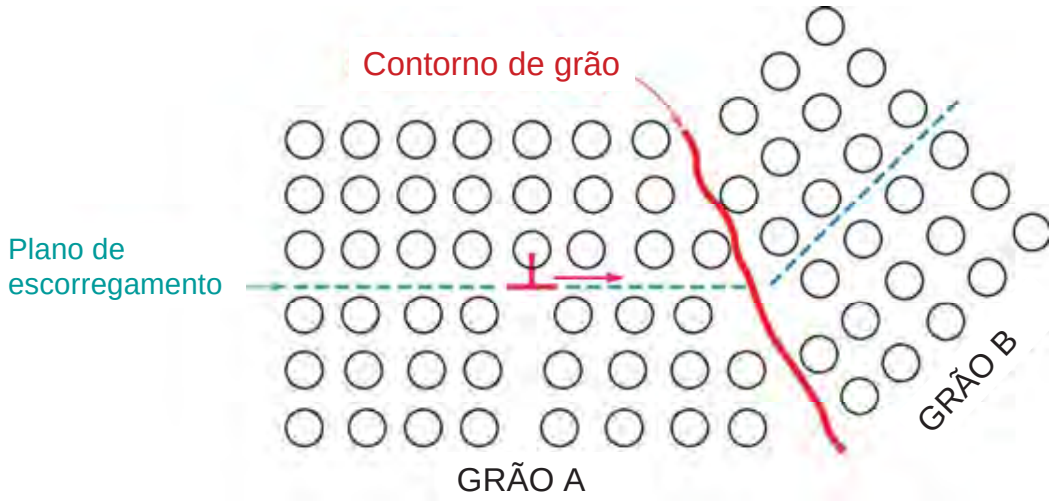



Figura 6: Movimento de uma discordância a medida que ela encontra um contorno de grão, ilustrando como o contorno atua como uma barreira para a movimentação da discordância e a continuação do escorregamento (adaptado de Callister 2002).

O processo de refino de grão, durante a laminação, é feito de forma que a austenita seja condicionada de tal maneira a maximizar os sítios de nucleação da ferrita, durante o resfriamento, após a temperatura de laminação de acabamento a quente. Este acondicionamento vai depender de dois fatores basicamente: o primeiro seria os parâmetros de laminação propriamente ditos, ou seja, a taxa de deformação por passe e o tempo de interface; o outro fator seria a afinidade dos elementos microligantes ao carbono e nitrogênio e sua solubilidade na austenita, segundo Silvério (2008).

Esse refino de grão é ilustrado na Figura 7, podendo se entender que, na laminação convencional (dois casos a esquerda), a nucleação da ferrita ocorre exclusivamente nos contornos de grão prévios da austenita. Quando a temperatura final de laminação é diminuída ocorre uma microestrutura final mais refinada, na laminação controlada dos aços microligados (terceiro caso na Figura 7) a nucleação da ferrita também ocorre nas bandas de deformação intragranulares decorrentes do encruamento da austenita, refinando ainda mais a microestrutura final de acordo com Gorni, Silveira e Reis (2009) e Kosazu (1992).

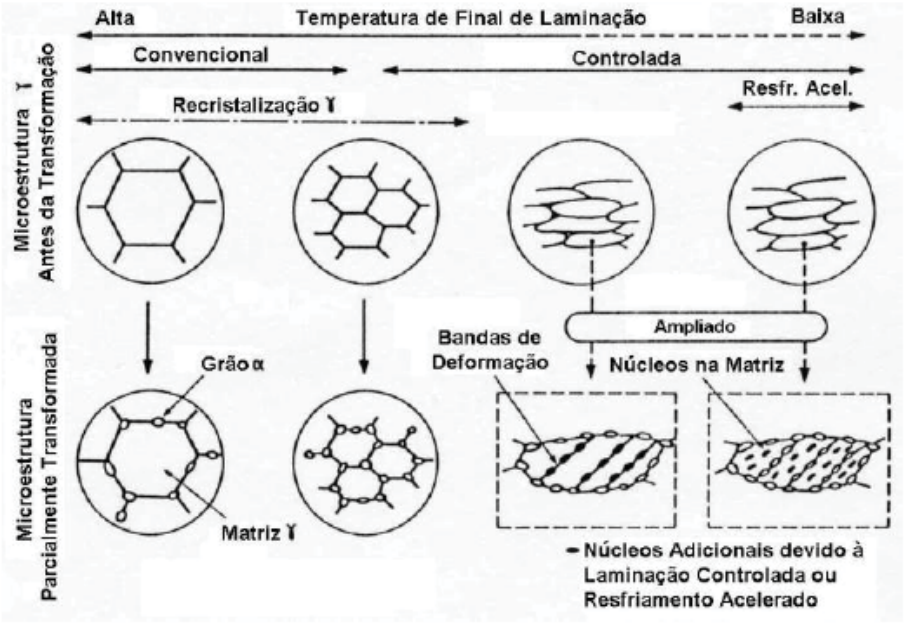



Figura 7: Evolução do tamanho de grão da austenita e da nucleação posterior de ferrita a partir dela em função da evolução de temperatura aplicada durante o processo, adaptado de Kosazu (1992).

Com o objetivo de obter aços com resistência mecânica e tenacidade ainda mais elevadas e menor quantidade de carbono e elementos de liga, a pesquisa aponta para o grão cada vez menor. Uma das maneiras de se alcançar esse objetivo é promovendo a transformação da austenita sob temperaturas menores, onde a nucleação de novos grãos de ferrita é ainda mais acelerada. Para se obter tal efeito é necessário o resfriamento da chapa com jatos de água logo após a laminação a quente. Na Figura 7 pode-se observar que, no último exemplo onde ocorre laminação controlada, seguida de resfriamento acelerado, tem-se uma nucleação da ferrita também em toda a área dos grãos austeníticos prévios e não somente nas bandas de deformação e nos contornos de grãos, como no caso da laminação controlada convencional. Com isso tem-se estruturas mais refinadas com maior resistência mecânica e tenacidade, de acordo com Gorni, Silveira e Reis (2009) e Kosazu (1992).

### 2.2.2 Endurecimento por Precipitação

Uma forma de aumentar a resistência/dureza do aço é por meio de endurecimento por precipitação, em que partículas de precipitados dificultam a movimentação das discordâncias. Essas partículas de segunda fase atuam de duas maneiras distintas no bloqueio à movimentação de discordâncias: as partículas tanto podem ser cortadas por discordâncias como resistirem ao corte e as discordâncias serem forçadas a contorná-las. Nesse processo um parâmetro crítico é o espaçamento entre as partículas.

Quando as partículas são mais dúcteis que a matriz as discordâncias cortam e deformam as partículas como mostrado na Figura 8. Quando a deformação ocorre pelo corte destas partículas existe um pequeno encruamento e a deformação se dá por deslizamento planar.

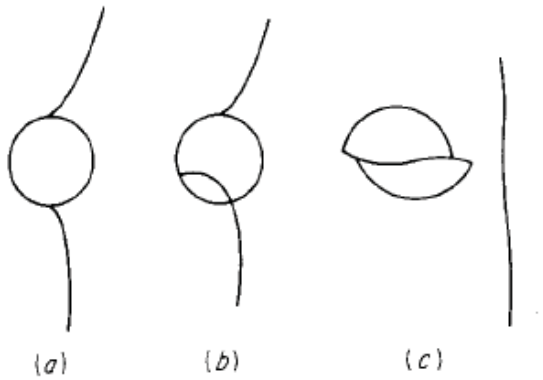



Figura 8: Uma discordância cortando uma partícula de segunda fase (adaptado de Dieter, 1988)

O mecanismo mostrado na Figura 9 é válido normalmente para partículas pouco espaçadas, já que o corte destas partículas torna-se pouco provável. Dessa forma, as discordâncias durante sua movimentação formam arcos entre partículas de segunda fase separadas pelo espaçamento tornando este mecanismo mais provável de ocorrer. No primeiro estágio, em (1), a discordância está se movimentando e encontra duas partículas de segunda fase separadas por uma distancia $\lambda$. Esta discordância então se curva no segundo estágio, em (2). Em (3), a discordância atinge uma curvatura crítica e move-se a partir desta situação sem promover diminuição no seu raio de curvatura. Ao encontro dos segmentos de discordâncias de sinais opostos, elas se aniquilam e, dessa forma, a discordância pode continuar a se mover (4), deixando atrás de si um anel de discordância ao redor da partícula, em (5), que restringirá ainda mais a movimentação de outras discordâncias, conforme Dieter (1988).

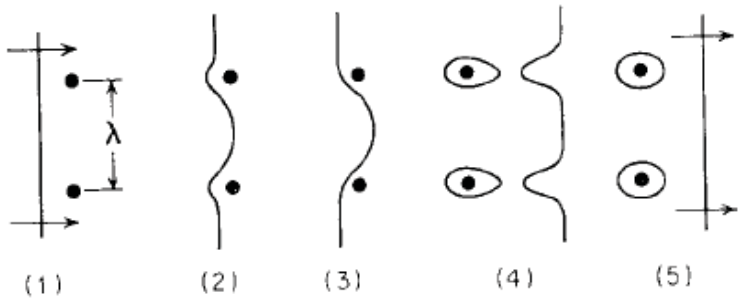



Figura 9: Desenho esquemático dos estágios na passagem de uma discordância entre obstáculos largamente separados, baseado no mecanismo de endurecimento de Orowan (adaptado de Dieter, 1988)

Em muitas ligas o fenômeno do endurecimento por precipitação é mais complicado pelo fato de ocorrer tanto nucleação homogênea como heterogênea. Nessas ligas os locais preferenciais para nucleação heterogênea são os contornos de grão assim como os planos de escorregamento. Como a nucleação heterogênea é mais fácil, a precipitação tende a ocorrer mais rápida nesses locais. Com isso, introduz-se um lapso de tempo entre a resposta ao envelhecimento de áreas sob nucleação heterogênea e homogênea e, assim, freqüentemente, ocorre superenvelhecimento nos contornos de grão antes que a precipitação na matriz tenha chance de se completar, conforme Reed Hill (1982).

Conforme Siciliano (2008), durante a fabricação do aço, tem-se três tipos principais de precipitação devido a elementos microligantes que podem ocorrer: precipitação de alta temperatura, precipitação durante a laminação e precipitação após a laminação.

*Precipitação em alta temperatura:* Este tipo ocorre em aços que contém titânio que, combinado com o nitrogênio, forma partículas cubóides de TiN. Devido ao titânio ter uma grande afinidade com o nitrogênio, as partículas de TiN são formadas durante ou logo após a solidificação da placa no lingotamento contínuo. A presença de partículas tem o efeito de ancorar contornos de grãos e dessa forma as partículas de TiN inibem o crescimento de grão durante o reaquecimento e durante a laminação de desbaste, realizada em temperaturas acima de 1000°C. Adicionalmente o nitrogênio livre é retirado de solução minimizando assim os efeitos prejudiciais à soldabilidade e tenacidade.

*Precipitação durante a laminação a quente:* a formação de partículas de Nb (C,N), durante a laminação, é fundamental para que se tenha refino de grão durante a laminação controlada. O nióbio aumenta simultaneamente a resistência e a tenacidade em aços para dutos, quando processados corretamente. Existem várias e complexas interações entre nióbio, carbono e nitrogênio durante a laminação a quente. Essas interações levam ao intenso refino de grão durante o processamento, que refletirá no produto final. Outro efeito importante é de promover a formação de ferrita acicular (ou bainita de baixo carbono) em aços baixo carbono, efeito que teve grande impacto no desenho de aços grau X70 e X80 modernos.

*Precipitação após a laminação:* partículas de carbonetos como NbC, VC e outros, são formadas em temperaturas mais baixas (400-650°C) e têm dimensões da ordem de poucos nanômetros e, por isso, têm efeito endurecedor, aumentando o limite de resistência. Esses precipitados são formados nas fases transformadas, permanecendo na temperatura ambiente.

## 2.3. LAMINAÇÃO CONTROLADA TERMOMECANICAMENTE E RESFRIAMENTO ACELERADO

Devido ao maior rigor dos requisitos para tubos *line pipe* os produtores de aço têm usado técnicas cada vez mais avançadas. Visando o atendimento desses requisitos tem-se usado baixas temperaturas de reaquecimento das placas e temperaturas intercríticas de laminação (temperaturas entre Ac3 e Ac1) complementando com um resfriamento acelerado pós laminação, conforme Tamehiro et al (1986).

Com a finalidade de obter microestrutura homogênea de grãos refinados, melhoria de resistência mecânica, melhoria na tenacidade e ainda melhoria na resistência ao trincamento induzido por hidrogênio, em comparação aos aços produzidos por laminação convencional, o processo de resfriamento acelerado foi introduzido como etapa adicional no processo de laminação controlada termomecanicamente.

Em laminadores mais modernos ainda existe uma cadeira independente de desbaste, conforme Figura 10.

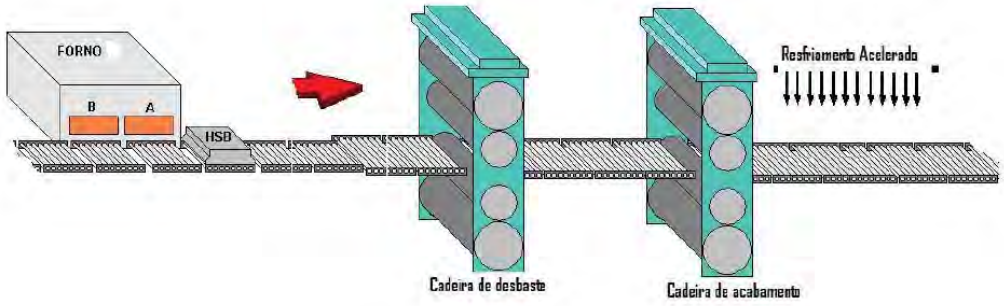



Figura 10 - Diagrama esquemático de um laminador de chapas grossas com cadeiras de desbaste e acabamento distintas (Siciliano, 2008).

A laminação controlada, somente, produz pouco efeito sobre as propriedades mecânicas do aço, como um decréscimo de aproximadamente 5MPa no limite de escoamento e um decréscimo de aproximadamente 20MPa no limite de resistência, de acordo com Plaut et al (2009).

O processo metalúrgico que ocorre durante a laminação controlada termomecanicamente em conjunto com o resfriamento acelerado pode ser explicado, esquematicamente, a partir da Figura 11, onde os mais importantes estágios e parâmetros a serem controlados são ilustrados, conforme Godoy, Cavalheiro e Salani (2008).

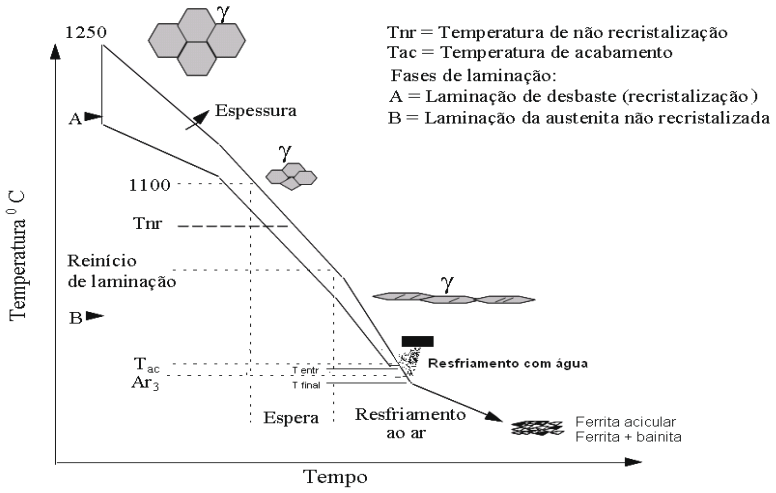



Figura 11- Representação esquemática do processo de Laminação Controlada com Resfriamento Acelerado(Adaptado de Godoy, Cavalheiro e Salani , 2008)..

A laminação controlada é o processo pelo qual os vários estágios de laminação têm temperatura controlada, sendo ainda a 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, 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 em um aumento (simultâneo) de resistência e tenacidade e tem possibilitado a redução da quantidade de carbono nos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), melhorando a soldabilidade destes aços.

Basicamente, na laminação controlada comum tem-se os seguintes estágios:

*Reaquecimento*: Nesse processo visa-se obter o menor e mais uniforme tamanho de grão possível. Um dos recursos que pode ser utilizado para se obter um grão mais fino e uniforme é a adição de Ti à liga, cujos precipitados (TiN), somente entram em solução em temperaturas muito acima das usadas nos processos de austenitização usados comercialmente. É recomendável que o tamanho de grão dessas partículas não exceda 0,2 μm e que a fração de TiN seja superior a 0,004%. A primeira condição é obtida através do lingotamento contínuo onde a alta velocidade de resfriamento durante a etapa de solidificação concorre para que ocorra o refino dos precipitados de titânio. A segunda, consegue-se controlando os níveis de Ti e N na liga.

*Laminação de Esboçamento*: Esta fase do processo, onde a austenita se recristaliza rapidamente, tem como objetivo principal promover uma microestrutura com grãos austeníticos refinados e recristalizados imediatamente antes do início da fase de acabamento onde a temperatura é mais baixa e não ocorre a recristalização dos grãos austeníticos ($T_{nr}$).

*Laminação de Acabamento:* Nesta fase a recristalização do material deve ser totalmente suprimida entre passes para se obter valores de tenacidade sobre baixa temperatura. Isso decorre da intensa multiplicação de sítios favoráveis à nucleação de ferrita presentes no contorno/sub-contorno de grãos e bandas de deformação geradas na austenita alongada pela deformação, de acordo com Gorni (2001).

Conforme dito anteriormente, para se obter um menor tamanho de grão de ferrita, utiliza-se laminar a austenita em temperaturas ($T_{nr}$) onde a recristalização 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 seja deformada sem recristalizar. Relacionado ao gráfico da Figura 11, esta faixa de temperatura varia de 950°C até a temperatura Ar3 (abaixo desta haverá formação de ferrita). Como o tempo para recristalização entre os passes é insuficiente, podem–se obter grãos de ferrita, no resfriamento posterior, com tamanhos da ordem de 3 a 6 • m.

Em outras palavras é dizer que abaixo da temperatura de não-recristalização ($T_{nr}$) a recristalização da austenita é suprimida devido ao efeito combinado de arraste de soluto (o movimento das discordâncias é inibido devido a substituição de átomos de ferro da matriz pelos átomos de nióbio) e pela presença de precipitados induzidos por deformação. A deformação sobre a austenita nessa região conduz ao achatamento dos grãos e a introdução de defeitos intragranulares, como bandas de deformação, maclas e subgrãos. O resultado é o aumento considerável de sítios de nucleação de ferrita, conforme Ferracin (2007).

Em essência, o processamento pelo controle de processo termomecânico ou TMCP deve cumprir os objetivos citados a seguir:

1-Durante a laminação, maximizar a formação de sítios para a transformação da austenita (alto grau de deformação ou deformação severa).

2-No resfriamento, maximizar a taxa de nucleação durante a transformação, por meio da imposição de adequado grau de super-resfriamento da austenita e obter uma combinação ótima entre os constituintes microestruturais presentes, de acordo com Godoy, Cavalheiro e Salani (2008).

Estão mostrados de forma esquemática na Figura 12, os efeitos do tipo de laminação e de taxa de resfriamento sobre a transformação da austenita. Na laminação a quente convencional, a nucleação da ferrita ocorre sempre nos contornos de grão da austenita recristalizada. No caso da austenita deformada, obtida por laminação

controlada, tomam-se três mecanismos que aumentam a taxa de nucleação durante a transformação e, consequentemente, promovem o refino da microestrutura final, conforme Tanaka (1995). O primeiro mecanismo é o aumento da área dos contornos dos grãos austeníticos. O segundo é o aumento do potencial de nucleação nos contornos devido à introdução de degraus (*ledges*). Os degraus, formados a partir do escorregamento de discordâncias ao longo de determinados planos de escorregamento durante a deformação, exibem energia de ativação para nucleação bem inferior à de regiões planas do contorno. Por último, ocorre a formação de sítios adicionais de nucleação associados à subestrutura de deformação da austenita. Essas subestruturas, caracterizadas por uma elevada densidade de discordâncias emaranhadas, favorecem a nucleação devido ao seu campo de tensões. Os principais sítios desse tipo são as bandas de deformação e os contornos de maclas.

Quando a austenita deformada é submetida a resfriamento acelerado, a transformação passa também a ocorrer a partir de outros tipos de defeitos da rede, tais como discordâncias, contornos de subgrãos e interfaces matriz-inclusões, refinando ainda mais a microestrutura. O principal objetivo da laminação controlada convencional (LCC) é, portanto, a maximização da formação de sítios no interior dos grãos, os quais são operacionalizados com o emprego do resfriamento acelerado (RA). O aumento da taxa de resfriamento resulta em redução das temperaturas de transformação e em aumento da fração de constituintes formados em temperaturas mais baixas. Controlando-se a taxa de resfriamento e as temperaturas de início e final de resfriamento, é possível selecionar os constituintes que serão formados e, conseqüentemente, obter as propriedades mecânicas desejadas, conforme Rodrigues, Cota e Santos (2000).

Figura 12-Efeitos da Laminação e do Resfriamento sobre sítios de nucleação na transformação da Austenita (Adaptado de Godoy, Cavalheiro e Salani , 2008).

Em suma, com a adição de resfriamento acelerado na laminação controlada, uma gama de microestruturas pode ser obtida dependendo da taxa de resfriamento e dos estágios nos quais a seqüência de passe foi realizada. O resfriamento acelerado aumenta a força motriz para a transformação da ferrita, além de evitar o crescimento de grão ferrítico no estágio de resfriamento, gerando grãos mais finos e homogêneos.

## 2.4 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA

Conforme Siciliano (2008), a composição química tem efeito marcante na microestrutura, nas propriedades mecânicas, na soldabilidade e na resistência à corrosão dos aços para dutos. A evolução dessa classe de aços, então chamados microligados, teve início em 1959 quando o primeiro aço de resistência X52 foi comercialmente produzido e aplicado em duto na América do Norte.

Anteriormente a essa aplicação, os aços para dutos eram ligados ao carbono e manganês e possuíam baixa ductilidade e resistência à fratura.

Como pode ser visto a seguir, cada elemento tem sua influência quando utilizados em aços para aplicação em dutos de petróleo e gás:

*Carbono (C):* forte efeito endurecedor, no entanto, também possui efeito muito negativo na tenacidade e soldabilidade. Deve ser mantido o mais baixo possível, preferencialmente abaixo de 0,06%

*Manganês(Mn):* endurecedor por solução sólida. Aumenta a ductilidade a quente, importante no lingotamento continuo de aços combina com o enxofre e promove refino de grão. Faixa usual: 1,0-1,9%

*Silício (Si) :* desoxidante (assim como o alumínio) e endurecedor por solução sólida; Faixa usual: 0,1-0,5%.

*Alumínio (Al):* desoxidante. Combina com o nitrogênio, tirando o mesmo de solução sólida. Faixa usual 0,015 - 0,060% .

*Nióbio (Nb):* forte refinador de grão e endurecedor por precipitação. Diminui a temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, promovendo a formação de fases mais resistentes. Faixa usual: 0,02 – 0,11%.

*Vanádio (V):* eficiente endurecedor por precipitação na presença de C>0,07% e N>60 ppm. Faixa usual: 0,02-0,1%

*Titânio (Ti):* forma partículas de TiN, retirando o nitrogênio de solução sólida. Aumenta a ductilidade a quente. Faixa usual: 0,005 – 0,025%.

*Cobre (Cu):* causa endurecimento por precipitação e aumenta a resistência ao meio ácido. Em excesso, pode causar falta de ductilidade a quente no lingotamento contínuo. Faixa usual: 0,02%-0,40% (comum 0,25%).

*Cromo (Cr):* promove formação de ferrita acicular/bainita durante resfriamento acelerado. Aumenta a resistência à fragilização por hidrogênio. Faixa Usual: 0,12 – 0,60% (comum 0,25%).

*Níquel (Ni):* aumenta a tenacidade (Charpy, DWTT e CTOD). Elimina o efeito negativo do cobre durante o lingotamento. Faixa usual: 0,08 – 0,8% (comum 0,15%).

*Molibdênio (Mo):* usado em graus de resistência X70 e maiores. Aumenta fortemente a temperabilidade, promovendo a formação de ferrita acicular/bainita durante o resfriamento. Faixa usual: 0,08 – 0,35%.

Assim como os elementos de liga, estão presentes nos aços impurezas que possuem efeitos negativos e devem ser minimizadas, conforme listados abaixo.

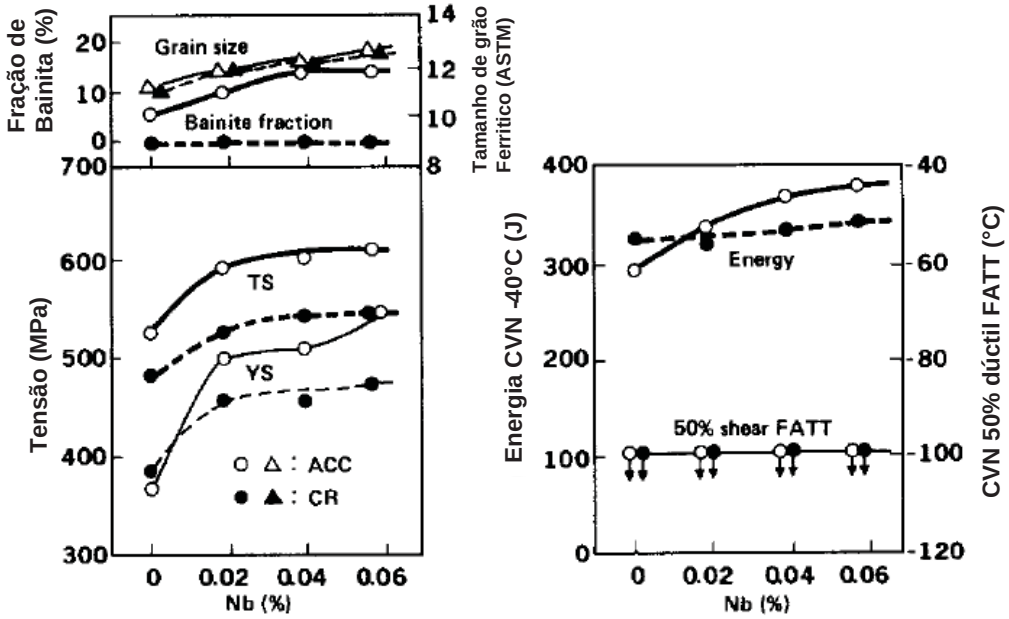
*Nitrogênio (N):* tem efeitos negativos na tenacidade e soldabilidade. Preferencialmente deve estar combinado formando nitretos (e não em forma livre) e abaixo de 60ppm.

*Enxofre (S):* combina com Mn formando MnS que tem efeito negativo na tenacidade. Teores máximos devem ser 0,01% ou 0,005% para aços resistentes ao meio ácido.

*Fósforo (P):* tende a ser altamente segregado durante o lingotamento contínuo e sua concentração pode ser até 20 vezes maior na linha central da placa. Promove bandeamento em estruturas ferríticas/perlíticas. Teor máximo de 0,015%.

### 2.4.1 Nióbio, Vanádio e Titânio

Elementos como o nióbio, vanádio e titânio tem como efeito principal suprimir a recristalização da austenita durante a laminação a quente e refinar a microestrutura. Simultaneamente aumentam a resistência por endurecimento por precipitação em aços microligados ao titânio. O mesmo reage com o nitrogênio formando TiN (nitreto de titânio) que, por sua vez, inibe o crescimento de grão austenitico durante o reaquecimento da placa na laminação e, consequentemente, causam um refino de grão após a transformação ($\gamma \rightarrow \alpha$), conforme Tamehiro, et al (1986). Segundo os autores o efeito da adição de nióbio nas propriedades dos aços com resfriamento acelerado (ACC) pode ser visto na Figura 13 em comparação com o aço somente com laminação controlada (CR). Sem adição de Nb o aço com resfriamento acelerado aumenta o limite de resistência (LR) das chapas em aproximadamente 45 MPa e diminui o limite de escoamento em aproximadamente 20 MPa. Em contrapartida, com a adição de Nb tem-se o efeito do resfriamento acelerado mais pronunciado aumentando assim ambas propriedades. Esse incremento no aço com resfriamento acelerado deve-se ao fato de que o Nb tem um efeito sobre a temperabilidade, favorecendo assim a formação de bainita.




**Temp. de reaquecimento: 1150°C x 1h**
**Redução abaixo 850°C: 74%**
**Temp. Final de Laminação 760°C**
**Taxa de Resfriamento: 22°C/s**
**Temp. Final de Resfriamento: 450°C**

Figura 13- Efeito da adição de Nb sobre chapas de aço com resfriamento acelerado (adaptado de Tamehiro el al, 1986).

Nota-se na Figura 13 que a adição de Nb aumenta sensivelmente a tenacidade do material ACC, porém o mesmo efeito não é notado em temperaturas abaixo de -100 °C

Na Figura 14 pode-se ver o efeito da adição de vanádio sobre as propriedades da placa. Pode-se notar que o vanádio tem menos efeito nas propriedades mecânicas que o nióbio.

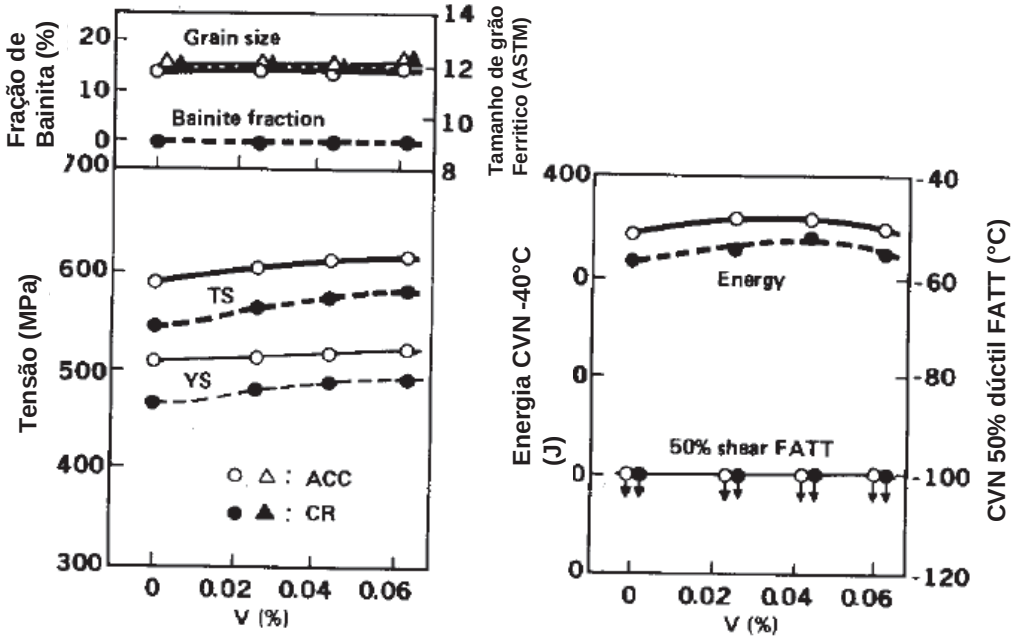



Figura 14- Efeito da adição de V sobre chapas de aço com resfriamento acelerado (adaptado de Tamehiro el al, 1986).

Na Figura 15 pode-se ver o efeito da adição de titânio em placas que serão utilizadas no processo de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. O Ti tem um efeito parecido ao conseguido com a adição de Nb: para os aços com Ti o resfriamento acelerado aumenta o limite de resistência em 60 MPa e o limite de escoamento em até 40 MPa. Em contrapartida, em um aço sem Ti o resfriamento acelerado diminui em aproximadamente 10MPa no limite de escoamento e aumenta o limite de resistência em 40MPa aproximadamente. Assim como no caso do Nb, o efeito da adição de Ti aumenta a resistência do aço com resfriamento acelerado devido ao aumento da fração de bainita, além do endurecimento por precipitação e o refino de grãos.

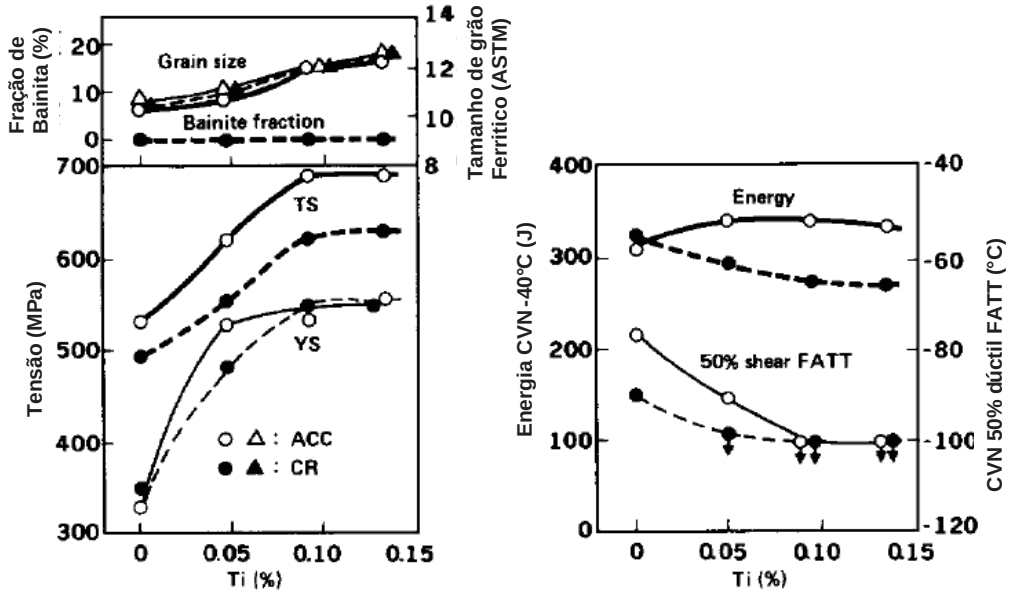



Figura 15- Efeito da adição de Ti sobre chapas de aço com resfriamento acelerado (adaptado de Tamehiro el al, 1986).

## 2.5- Estudo da Zona Termicamente Afetada de Solda por Arco Submerso

Na soldagem por arco submerso, a seleção de valores apropriados para os parâmetros de soldagem (tensão, corrente e velocidade de soldagem) é essencial para o controle do tamanho da zona termicamente afetada, e também para obtenção do cordão de solda com dimensões e qualidade adequadas. Conforme Gunaraj e Murugan (2002), em qualquer processo de soldagem a microestrutura da região soldada é afetada por consideráveis mudanças em função dos ciclos de aquecimento e resfriamento inerentes ao processo específico que se está empregando. No entanto, somente é possível a obtenção da junta soldada com propriedades adequadas se a microestrutura da zona termicamente afetada tiver propriedades adequadas. Em geral, alguns dos parâmetros de soldagem e algumas condições operacionais influenciam as características da microestrutura da zona termicamente afetada, e assim determinando as propriedades tais como dureza, tenacidade e susceptibilidade ao trincamento. Excessivo aporte de calor, por exemplo, pode conduzir na obtenção de uma zona termicamente afetada

muito larga e com valores baixos de energia obtidos no ensaio de Charpy, particularmente tratando se do processo de soldagem por arco submerso.

Do ponto de vista metalúrgico, a zona termicamente afetada pode ser dividida em 4 regiões, a saber: (1) região de grãos grosseiros, (2) região de normalização, (3) região intercrítica e (4) região subcrítica, como podem ser vistas na Figura 16.

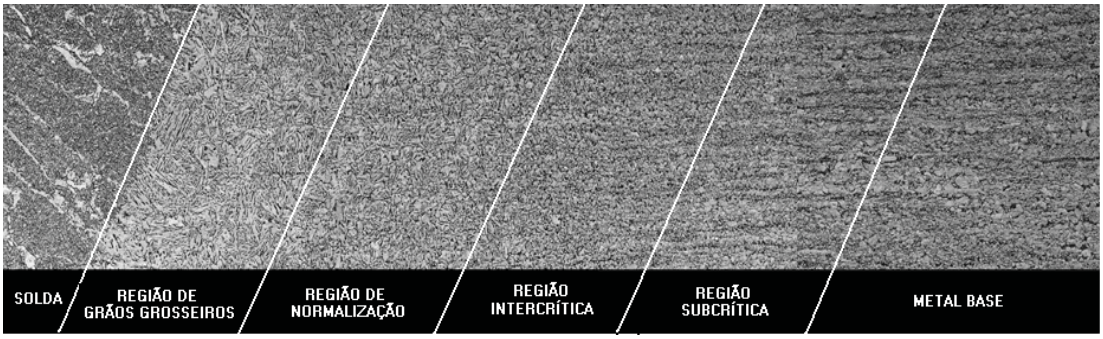



Figura 16-Diferentes regiões da ZTA (Adaptado de Cavalheiro, Godoy e Salani, 2008)

Na prática, como recurso para um controle de propriedades nestas regiões, usa-se impor limite máximo ao aporte de calor, pois este afeta diretamente a extensão da zona de crescimento de grãos e o ciclo térmico com conseqüência as mudanças de microestrutura das zonas intercríticas e subcríticas são muito menores e concorrem com influência menor nas propriedades da junta soldada.

Liessem e Erdelen-Peppler (2004), em estudo sobre a significância da tenacidade na zona afetada termicamente da solda longitudinal de tubos de aço, abordaram o fato de que dentro da zona termicamente afetada (ZTA) ao longo do comprimento da solda, ocorrem regiões discretas com microestrutura propensa a apresentar baixos valores de tenacidade, e que não podem ser evitadas. Estas regiões são comumente denominadas de zonas de fragilidade localizadas (ZFL). A natureza destas zonas tem sido intensamente investigada, e seu conhecimento é amplamente explorado atualmente na tecnologia de fabricação dos aços, na laminação de chapas e na fabricação de tubos.

A tenacidade na ZTA é melhorada pela redução de constituintes MA (Martensita + Austenita Retida) e pelo refinamento dos grãos austeníticos, mas isto não impede áreas localizadas de baixa tenacidade dentro da região de granulometria mais grosseira

da ZTA. Na prática, isto tem sido amplamente aceito porque a confiabilidade estrutural de tubos soldados, produzidos e inspecionados através de métodos muito precisos, mostra não apresentar influencia devido a que estas regiões de baixa tenacidade são de tamanho e localização limitada. Isto foi comprovado por meios de numerosos programas de testes em escala real em que se executaram testes de impacto (Charpy), CTOD e teste de estouro (*Burst Test*). A conclusão destes programas de testes é que a fratura na ZTA de tubos soldados ocorre a partir de defeito com tamanho crítico no sentido da espessura e é independente da tenacidade. Entretanto, muitas especificações (principalmente obras *offshore* Petrobrás) de fabricação de tubos de aço estabelecem um critério específico para os valores de tenacidade na ZTA, e no caso de falhas nestes testes, um programa de retestes está definido para estabelecer as condições de aceitação do lote de produção conforme Godoy, Cavalheiro e Salani (2008).

Com o desenvolvimento de processos termomecânicos de laminação a quente controlada e de resfriamento acelerado, buscou-se reduzir o teor de C nos aços e dos elementos de liga, porém mantendo as características de resistência, tenacidade e soldabilidade.

Quando esses aços são soldados para construção de estruturas, a junta soldada constitui-se em um desafio. Muitos estudos como os de Harrison e Farrar (1981), Blais, L´Esperance e Evans (1999), Zhao et al (2002), Bhadeshia (2001), e Babu (2004), entre outros, mostraram que a microestrutura contendo ferrita acicular promove nos aços uma excelente combinação de resistência mecânica e ductilidade. Foram estudadas a relação entre sua caracterização e a sua otimização com as inclusões de óxidos metálicos.

A transformação da austenita em ferrita acicular é semelhante à transformação da austenita em bainita. Há algumas diferenças nos sítios preferenciais de nucleação e na aparência microestrutural. Enquanto a bainita é nucleada a partir dos contornos de grão da austenita de forma organizada em placas paralelas e orientações cristalográficas idênticas, a ferrita acicular é nucleada de forma heterogênea a partir de inclusões não-metálicas no interior dos grãos austeniticos. Esse crescimento da ferrita acicular de forma pontiaguda em todas as direções lhes confere maior habilidade de desviar a propagação de uma trinca, aumentando a tenacidade.

A ferrita acicular pode formar-se em qualquer junta soldada e é possível otimizar a sua quantidade controlando-se os sítios de nucleação intragranulares, obtendo-se excelentes propriedades e custo baixo em diversas áreas de aplicação como em tubulações para gasodutos e oleodutos (BHADESHIA, 2001)

2.5.1. Método de Fabricação do Tubo e Variáveis de Processo.

Neste processo de fabricação as chapas de aço são pré-formadas em três estágios de prensagens consecutivos e distintos, sendo o primeiro estágio a prensagem de bordas (*Crimping plates edges*); o segundo estágio a prensagem em “U” (*U-ing press*); e o terceiro estágio a prensagem em “O” (O-ing press). Este processo, em algumas literaturas, é mencionado como processo “U-O-E”, ou seja: prensagem em “U’, prensagem em “O” e expansão a frio “E”(*U-ing*, *O-ing* , *Expanding*). A Figura 17 mostra a sequência da linha de fabricação de tubos.

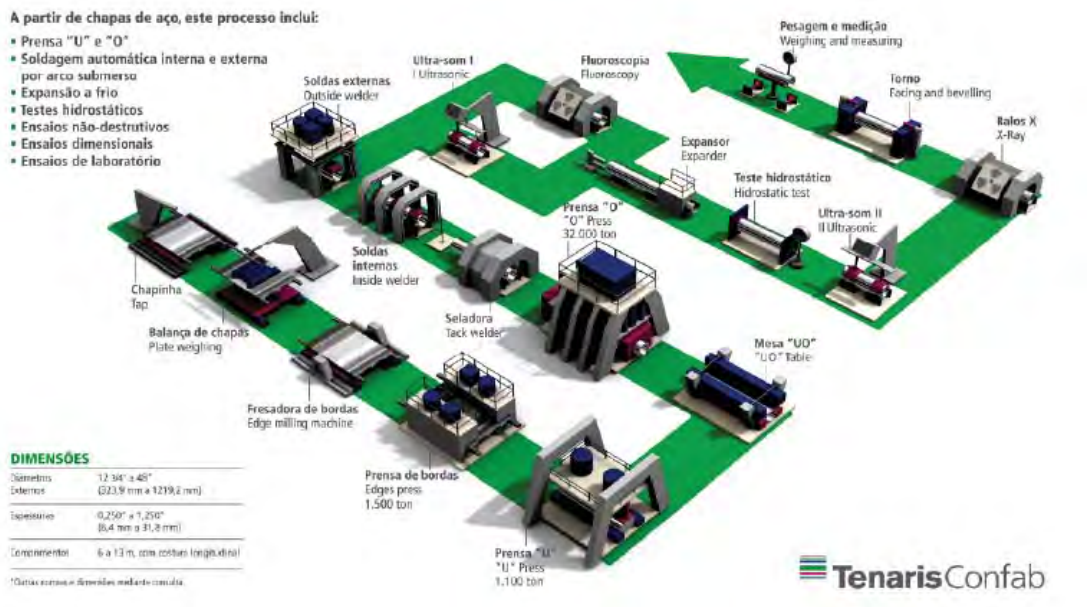



Figura 17-Processo de fabricação de tubo de aço soldado

A prensagem em formato “U”, como mostrado na Figura 18, é operacionalizada por prensa hidráulica, a qual por meio de uma matriz e uma ferramenta circular impulsiona a chapa entre dois suportes laterais. No instante imediatamente anterior ao fim do curso descendente da matriz, automaticamente, a distância dos suportes laterais é reduzida, de forma que seja aplicado um pequeno grau de sobreprensagem na chapa. Esta sobreprensagem tem a finalidade de compensar o efeito “mola” (*spring back*).

Hillenbrand et al (2004) estudaram o efeito “mola” na prensagem em “U”, concluindo que este efeito aparece quando o aço apresenta uma faixa elástica muito grande, ou seja, nos aços com L.E. muito elevado e que é o caso da maioria dos aços para fabricação de tubos.

Figura 18- Prensagem em “U”

Após a prensagem em “U” cada chapa é introduzida na prensa “O” por meio de uma mesa elevatória e posicionadora (*conveyor*). Os processos de deformação aplicados nas prensas “U” e “O” são coordenados para assegurar que o efeito “mola” não tenha efeito e altere a abertura do cilindro formado, e que as bordas longitudinais

tenham a maior regularidade possível, de maneira que, na operação seguinte, onde é aplicada uma soldagem provisória por processo MAG (*Metal Active Gas***)** automático, não ocorra algum desalinhamento de bordas com degrau maior que 1,59 mm (*offset*). A operação de prensagem em "O" é fundamental para a qualidade de formação do tubo em atender os requisitos dimensionais de diâmetro, ovalização, retilineidade (empeno) após a expansão a frio. Por esta razão é que são necessárias prensas hidráulicas com capacidade de até 600 MN (60.000 Ton). No aspecto de tensões induzidas ao tubo por deformação a frio, estas operações devem estar sob controle e, na atualidade, para os aços de graus API X70 e superiores, estudos prévios utilizando ferramentas de simulação por FEA (*Finit Elements Analisys*) têm grande aplicação.

Após a prensagem em "O" as bordas longitudinais de cada chapa são unidas por solda provisória, por meio de processo de soldagem semi-automático MAG (*Metal Ative Gas*), que é uma operação preliminar a soldagem automática por processo de arco submerso, realizada, primeiramente, pelo lado interno e depois em outra estação de trabalho, pelo lado externo. É condição obrigatória estabelecida por todas as normas de fabricação de tubos de aço soldados, que, quando usado processos de soldagem por fusão elétrica, pelo menos um passe de solda seja feito pelo lado interno do tubo.

O processo de soldagem elétrica denominada "Arco Submerso" é definido como, o processo no qual o arco elétrico, estabelecido entre um eletrodo metálico e a peça a soldar, fica coberto (submerso) por uma camada de material granulado, composto de uma mistura de óxidos de metais alcalinos e metais alcalinos terrosos, complementados por quantidades definidas de ferro-liga, de tal forma que se tenha uma composição química definida. Durante a fusão, na operação de soldagem, parte deste material é incorporado à solda. Este material particulado é tecnicamente definido em soldagem como "Fluxo". Conforme o processo de fabricação, o fluxo poderá ser classificado como fundido ou aglomerado. Eletrodos com baixo teor de carbono e microligados com titânio e boro garantem a presença de ferrita acicular na região soldada aumentando a tenacidade do metal depositado conforme descrito por Xue (2005).

As máquinas de solda para o processo arco submerso, usadas nas fábricas de tubos em geral, são equipadas com cabeçotes de soldagem contendo eletrodos múltiplos (dois, três, quatro ou cinco eletrodos).

Na Figura 19, está ilustrada uma operação de soldagem por arco submerso, em máquina equipada com quatro eletrodos, sendo destacados com números de um a quatro. Nos processos de múltiplos eletrodos (múltiplos arcos elétricos), em que cada eletrodo é alimentado por uma fonte elétrica independente (gerador de corrente contínua ou corrente alternada), é prática usual o primeiro eletrodo estar configurado com corrente contínua e os demais em corrente alternada.

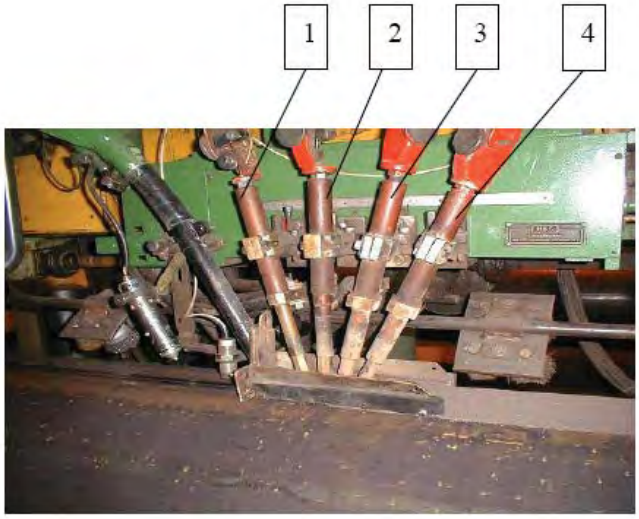



Figura 19-Processo de soldagem por arco submerso com 4 eletrodos.

Após soldagem, é prática comum entre os fabricantes de tubos soldados, a aplicação de um ensaio não destrutivo no comprimento total da solda, em 100% dos tubos fabricados. Estes ensaios não destrutivos são preferencialmente o ultra-som automatizado e/ou fluoroscopia (raios-X em tempo real), que têm a primeira finalidade de monitorar e controlar o processo de soldagem e, como segunda finalidade, detectar qualquer defeito na solda antes da operação de expansão à frio. Isto porque, nas especificações de fabricação de tubos soldados, não se permite qualquer reparo por solda manual após o tubo ser expandido a frio, para evitar qualquer incremento de tensões residuais no tubo.

A operação de expansão a frio (Figura 20) é feita em todos os tubos e tem a finalidade de conferir a cada tubo as características dimensionais (diâmetro, ovalização e retilineidade) em observância às tolerâncias especificadas para cada uma destas variáveis. O percentual de expansão aplicado é controlado para que não ultrapasse 1,5 % do diâmetro de cada tubo e, em geral, trabalha-se na faixa de 1,1 a 1,2 % para tubos até os graus API 5L X70, e na faixa de 0,8 a 0,9 % para graus API 5L X80 e maiores.

Figura 20 - Equipamento para expansão a frio

As variáveis de processo que afetam a geometria do cordão e a qualidade da junta soldada são: tensão do arco (V=Volts), velocidade de alimentação dos eletrodos (F=m/min), velocidade de soldagem (S=m/min) e distância bocal-peça (N=mm). Tais variáveis podem ser controladas independentemente, de forma manual ou, automaticamente, por meio de programa de computador.

a) Tensão do Arco

Gunaraj e Murugan (2002), em estudo para simular as características da zona termicamente afetada, partindo da constatação de vários pesquisadores como Linnert

(1994), Lancaster (1987), Patchet (1987), dentre outros, de que a tensão do arco (Volts) não tem efeito significante na dimensão da zona termicamente afetada, chegaram a resultados diferentes. Foi constatado que a tensão do arco (V) tem um efeito menor que a velocidade de alimentação do eletrodo (F), mas um aumento de "V" representa um aumento no tamanho da ZTA. A explicação é dada pelo fato de que aumentando "V", há um aumento do aporte de calor (*heat input*), e assim, uma redução na taxa de resfriamento.

b) Velocidade de alimentação dos eletrodos

A largura da ZTA é afetada pela variação de "F", de maneira que um aumento de "F" representa um aumento na largura da ZTA, porque há um aumento do aporte de calor, e assim uma redução na taxa de resfriamento.

c) Velocidade de Soldagem

É comprovado por muitos pesquisadores que a velocidade de soldagem é o principal fator para controle do aporte de calor e da largura da ZTA.

Sendo o aporte de calor inversamente proporcional à velocidade de soldagem, qualquer aumento de "S" representa um decréscimo do aporte de calor. A equação básica para cálculo do aporte de calor é:

$$AC = A \times V / S \quad \text{onde,} \qquad (1)$$

AC = Aporte de calor (heat input) (KJ/cm)
A = Corrente de Soldagem (Amperes)
V = Tensão do Arco (Volts)
S = Velocidade de Soldagem (cm/min)

d) Distância bocal-peça

Esta variável é a que menos tem influência na largura da ZTA, pois, embora haja um pequeno decréscimo no tamanho da ZTA com um aumento da distância bocal-peça, este decréscimo é muito pequeno, não interferindo nas propriedades mecânicas.

# 3. MATERIAIS E MÉTODOS

## 3.1- MATERIAIS

Para realização deste trabalho foi feita uma produção de tubo de 458 mm de diâmetro e de 28,6 mm de espessura, fabricados conforme as normas API 5L(2004) e DNV-OS-F101(2003). As chapas utilizadas foram fabricadas pelo processo de laminação controlada, seguida de resfriamento acelerado para atender ao grau X65 da norma API 5L(2004).

Para efeito comparativo foram utilizados tubos de diâmetro externo de 610,0 mm e espessura 12,70 mm. As chapas foram fabricadas por laminação controlada sem resfriamento acelerado para atender o grau X65 da norma API 5L(2004). A comparação foi feito em termos de composição química, microestrutura, ensaios de tração, ensaio de impacto e ensaio de CTOD.

## 3.2 – CORPOS DE PROVA

Na Figura 21 são indicados os locais de onde foram feitas a retirada de amostras e corpos de prova de um tubo fabricado pelo processo de soldo por arco submerso (SAW), em relação a linha de solda do mesmo.

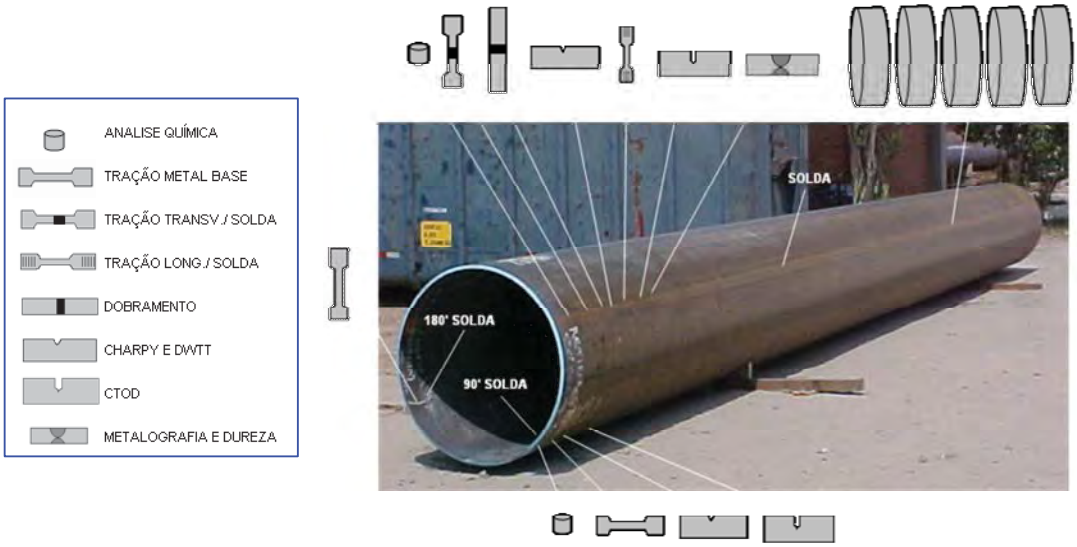



Figura 21- Esquema de retirada de corpos de prova em um tubo SAW.

## 3.3-METÓDOS

### 3.3.1 Caracterização Química

Para a determinação da composição química forão utilizados os seguintes equipamentos:

- LECO, modelo CS-125 para análise de carbono e enxofre.

- LECO, modelo TC-436 para análise de nitrogênio e oxigênio.

- Espectrômetro de emissão de plasma (Spectro, modelo Spectroflame) e espectrômetro de emissão ótica à vácuo para todos os demais elementos (alumínio, boro, cálcio, cobre, cromo, fósforo, manganês, molibdênio, nióbio, níquel, silício, titânio e vanádio

Foram analisadas amostras de 111 corridas (conforme norma API toda corrida deve ser amostrada no produto final) para o aço sem resfriamento acelerado e de 272 corridas (conforme norma API toda corrida deve ser amostrada no produto final) para o aço com resfriamento acelerado. A Figura 22 ilustra os equipamentos utilizados na analise química.

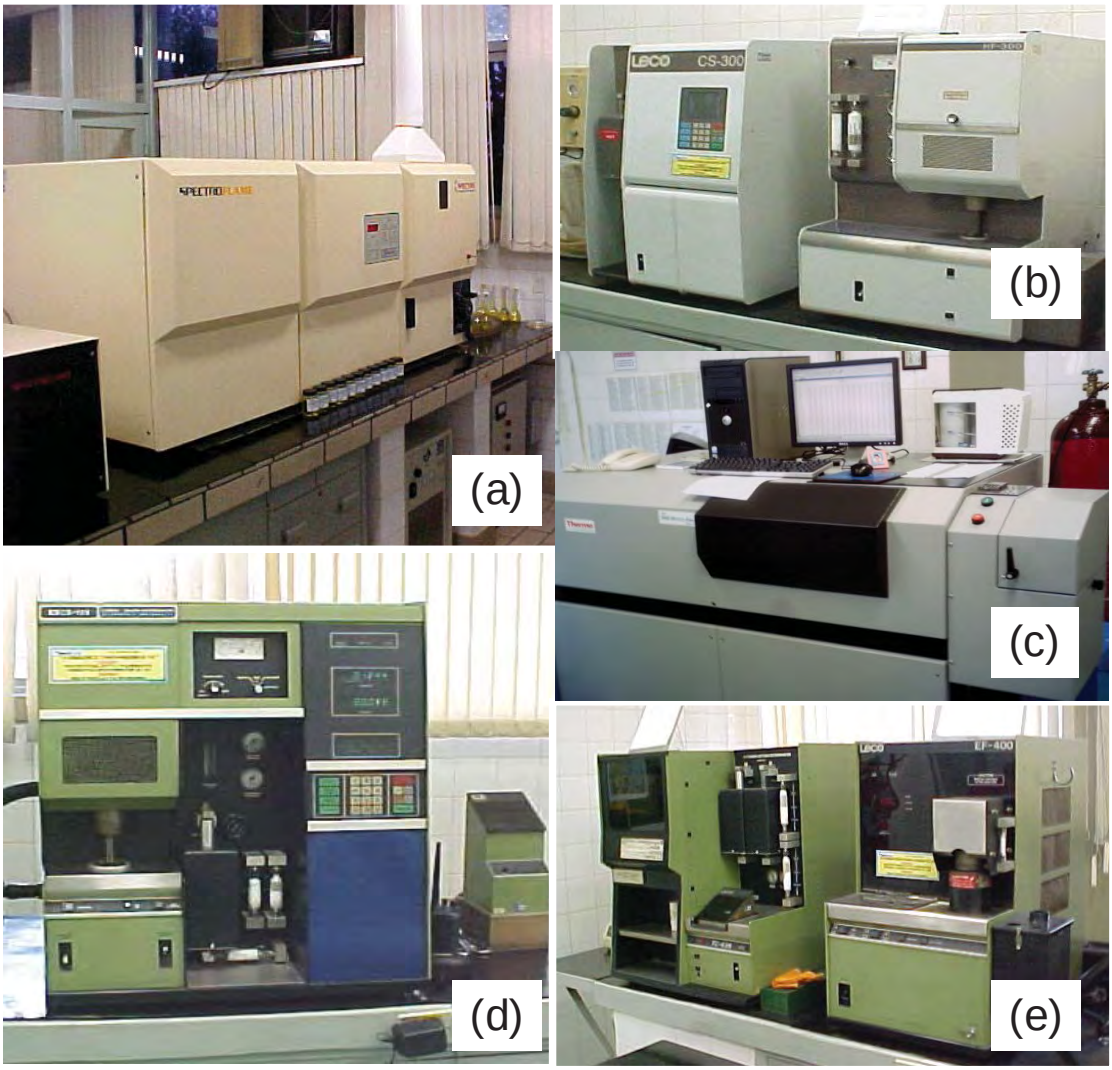



Figura 22 – Equipamentos usados para determinar a composição química (a) Espectrômetro de Plasma Induzido, (b) analisador de carbono e enxofre, (c) Espectrômetro de emissão ótica à vácuo, (d) analisador de carbono e enxofre e (e) analisador de nitrogênio e oxigênio

### 3.3.2 Caracterização Mecânica

Para verificação das propriedades mecânicas foram realizados ensaios de tração, impacto (Charpy) e CTOD. Para todos os corpos de prova, que incluam a região solda, a mesma ficou centralizada, transversal ao eixo longitudinal do corpo de prova.

O CTOD (*Crack Opening Tip Displacement*) é um teste de tenacidade à fratura onde alguma deformação plástica pode ocorrer antes da falha, a qual permite a ponta de uma trinca esticar e abrir antes de se propagar.

Ao contrario do Charpy, em que o corpo de prova é uma peça quadrada de 10x10 mm com um entalhe usinado, o corpo de prova do CTOD pode ser de espessura total, contendo uma trinca genuína e que será carregado com uma taxa mais representativa da condição de serviço. Convencionalmente três ensaios são realizados na temperatura de interesse para assegurar a consistência dos resultados.

O corpo de prova é proporcional à largura e à espessura, de modo que, independente da espessura do material, cada modelo tem as mesmas proporções. Existem duas formas básicas de corpo de prova: um de seção retangular (W x 2W x 4,6W) e outro de seção quadrada ambos com um entalhe usinado no centro e posteriormente pré trincado por fadiga.

O teste é realizado pelo carregamento do corpo de prova por flexão em três pontos e medindo a abertura da trinca. Isto é feito por meio de um extensômetro anexado à boca do entalhe. Com a flexão do corpo de prova, a ponta da trinca deforma plasticamente até um ponto crítico onde se inicia o crescimento por clivagem. Isto pode levar a uma falha parcial ou completa do corpo de prova. O teste pode ser feito em uma temperatura específica, ou em variadas temperaturas.

Como regra geral, um valor de CTOD maior que 0,20 mm, na temperatura mínima de operação é considerado como representativo de uma tenacidade adequada.

Os dados que são requeridos para cálculo da tenacidade são: carga na qual a trinca se propaga ou a carga máxima, e a abertura da ponta da trinca.

Durante o ensaio é traçado uma curva “carga x abertura da boca do entalhe (trinca)” que, conforme o carregamento durante o teste, pode ter diferentes configurações:

(a) teste em que o corpo de prova fraturou de maneira frágil, com pequena ou nenhuma deformação;

(b) teste em que houve um início de fratura frágil em uma curta distância e na seqüência continuou de maneira dúctil. Isto pode ocorrer varias vezes durante o teste e é conhecido como “*pop- in*”.

(c) teste em que o comportamento de abertura da trinca foi totalmente dúctil (carga máxima)

Após a conclusão das etapas anteriores, os resultados têm que ser validados pela verificação do crescimento da trinca de fadiga. Isto só pode ser feito após a conclusão do teste e quebra do corpo de prova para exame da superfície trincada.

O comprimento da trinca deve estar dentro dos limites exigidos pela especificação, para o teste ser validado.

Outro fator importante a ser observado é a inclinação da trinca de fadiga em relação ao entalhe usinado, a qual não deve ser maior que 10º, caso contrario o teste tem que ser repetido.

Em razão do acima exposto é aconselhável ensaiar pelo menos cinco corpos de prova para obter três resultados válidos.

Conforme estipulado na norma DNV OF 101, o valor do teste de CTOD é o menor resultado encontrado dentre três ensaios válidos.

Teste de tenacidade à fratura, também chamado de teste de mecanismo de fratura ou CTOD, algumas vezes são requeridos como uma parte da especificação de fabricação, no caso em que a resistência à fratura é de particular importância (gasoduto, *off-shore* por exemplo). Estes testes requerem um tempo considerável, equipamentos específicos e são muito mais caros que o teste de Charpy, mas também produzem informações valiosas sobre a tenacidade do material, que podem ser usadas em uma Avaliação Crítica de Engenharia (*Engineering Critical Assessement* – ECA). Normalmente são requeridos nos testes de qualificação de soldagem e no primeiro dia de produção de obras críticas.

#### 3.3.2.1 Ensaio de Tração

Foi realizado na direção transversal à solda, à temperatura ambiente, segundo a norma ASTM E 8M-99, empregando-se equipamento de marca MFL SYSTEME, VEB HECKERT ou ZWICK sendo todas as máquinas calibradas segundo a norma ASTM E4

Foram ensaiados corpos de prova de 111 corridas para o aço sem resfriamento acelerado e de 272 corridas para o aço com resfriamento acelerado. A Figura 23 ilustra os equipamentos utilizados no ensaio de tração assim como o respectivo corpo de prova. Foi ensaiado um corpo de prova de cada corrida.

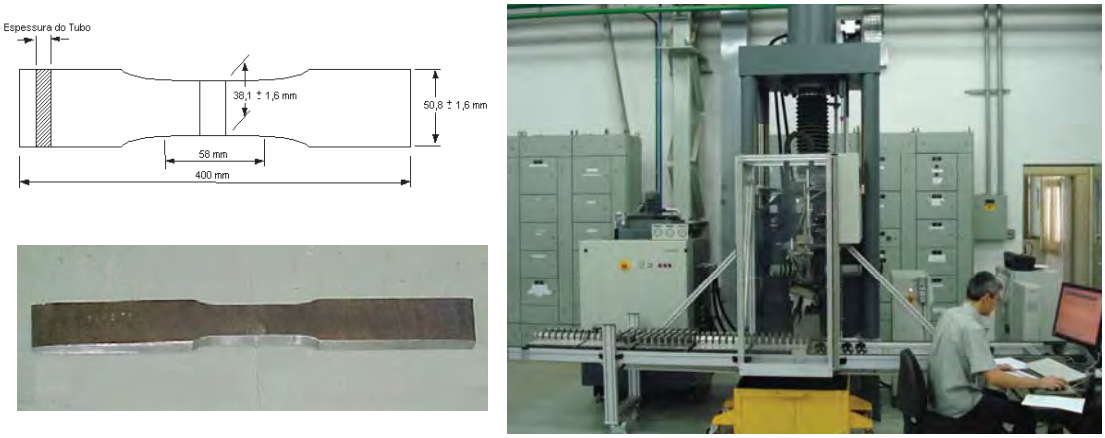



Figura 23- Corpo de prova para ensaio de tração e máquina de ensaio.

3.3.2.2 Ensaio de Impacto Charpy

Foi realizado transversalmente à direção da solda, na região de metal de base, ZTA e solda, segundo a norma ASTM E-23, utilizando-se equipamento da marca WOLPERT-AMSLER GERMANY ou ZWICK. A temperatura de ensaio foi de -30 °C. Detalhes do corpo de prova e da maquina de ensaio são apresentadas nas Figuras 24 e 25.

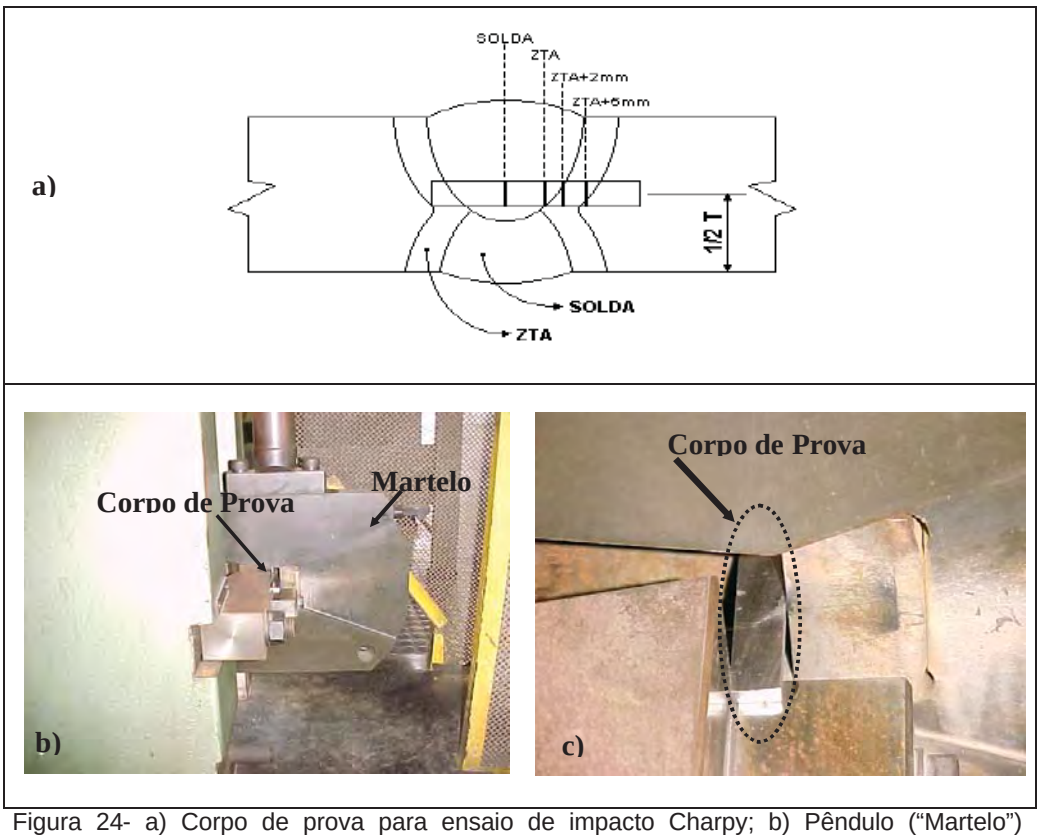



Figura 24- a) Corpo de prova para ensaio de impacto Charpy; b) Pêndulo (“Martelo”) incidindo no corpo de prova; c) Detalhe do corpo de prova no momento do impacto.

Figura 25- Maquina para ensaio de impacto.

## 3.4 ENSAIO DE DUREZA

Para a determinação do perfil de dureza do material, foram utilizadas as amostras preparadas para a análise macrográfica, empregando-se um equipamento Reicheter de medição de dureza Vickers (Figura 27). Foram realizadas séries de leituras de dureza Vickers, estendendo-se do metal de base, da zona termicamente afetada e solda conforme a norma ASTM E-92, aplicando-se 10 kgf de carga durante cerca de 20 segundos com um penetrador piramidal de base quadrada (ângulo de 136° entre as faces opostas).

A Figura 26 mostra o perfil de varredura de dureza escolhido para avaliação da dureza em cada uma das amostras.

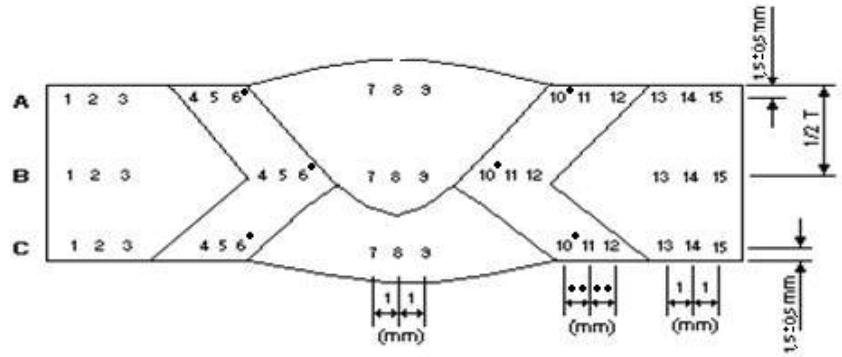



Figura 26- Perfil de dureza adotado – pontos de impressão.

Figura 27- Microdurômetro Vickers.

## 3.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Para a análise da microestrutura, foram realizados exames macro e micrográficos da região da solda. Foi preparada no laboratório de metalografia a superfície correspondente à seção transversal da solda. Para o lixamento, foram empregadas as granas #220, #320, #400 e #600, seguido de um pré-polimento, utilizando-se para tal um pano de desbaste com pasta de diamante de 6μm. Para posterior polimento, foi utilizado pano de feltro com pasta de diamante de 3μm. Terminando-se a etapa de preparação, as superfícies foram submetidas a ataques químicos (com nital 3%) aplicado de forma a conseguir revelar a microestrutura de toda a superfície.

Para a análise micrográfica, foi utilizado o equipamento Microscópio Eletrônico de Varredura-MEV (Figura 28), modelo JEOL JSM 6360.

Foram utilizadas as normas ASTM E 3, ASTM E 340 e ASTM E 407-93, para preparação das amostras e execução dos ataques de revelação macro e microestruturais.

Figura 28 –microscópio eletrônico de varredura – MEV.

## 3.6 ENSAIO DE CTOD

Realizado em corpos de prova do tipo SEB (*Single Edge Bending*) (Figura 29) de dimensões 40x270x20 mm retirados do metal base, de solda e da ZTA. A pré-trinca de fadiga foi realizada por máquina servo-hidráulica (Figura 30), sendo os entalhes nos corpos de prova feitos na mesma localização dos realizados nos corpos de prova de Charpy e utilizando-se a norma BS 7448 parte 1 e parte 2.

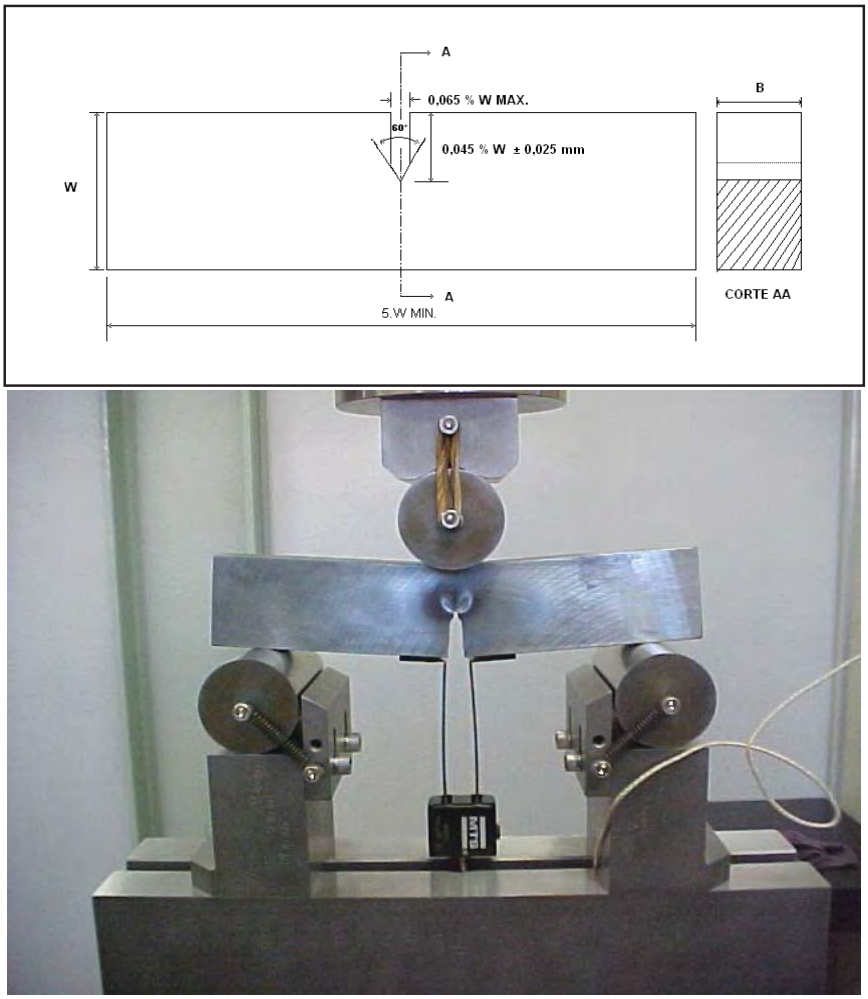



Figura 29- Esquema do corpo de prova de CTOD e o mesmo durante ensaio

Figura 30- Maquina para realização de ensaios CTOD.

# 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

## 4.1- CARACTERIZAÇÕES DO MATERIAL DO TUBO

Nas Tabelas 1 e 2 são apresentadas as composições químicas típicas dos aços utilizados no processamento de ambos os tubos.

Tabela 1 – Composição química típica do aço utilizado sem resfriamento acelerado (% em peso)

| Análise Química | | | | | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | **C** | **S** | **N** | **O** | **Al** | **Si** | **P** | **Ti** | **V** | **Cr** | **Mn** | **Ni** | **Cu** | **Nb** |
| MIN ESP | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | 0,80 | - | - | - |
| MAX ESP | 0,14 | 0,010 | 0,01 | - | 0,050 | 0,40 | 0,023 | 0,02 | 0,070 | 0,050 | 1,65 | 0,050 | 0,350 | 0,05 |
| Média | 0,09 | 0,004 | 0,006 | - | 0,029 | 0,21 | 0,017 | 0,02 | 0,025 | 0,020 | 1,49 | 0,027 | 0,011 | 0,04 |
| • | 0,01 | 0,001 | 0,002 | - | 0,005 | 0,03 | 0,002 | 0,00 | 0,002 | 0,004 | 0,04 | 0,004 | 0,005 | 0,00 |

| | **Mo** | **B** | **Ca** | **Pb** | **Sn** | **As** | **Sb** | **Bi** | **(A)** | **(B)** | **(C)** | **(D)** | **PCM** | **CE** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| MIN ESP | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - |
| MAX ESP | 0,030 | 0,0005 | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | 0,40 |
| Média | 0,006 | 0,0008 | - | - | - | - | - | - | 0,08 | 0,066 | 0,065 | 4,7 | 0,176 | 0,35 |
| • | 0,003 | 0,0017 | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | 0,01 |

**FÓRMULAS ANALISADAS**
**(A) - Nb+V+Ti**
**(B) - Nb+V**
**(C) - Cu+Cr+Mo+Ni**
**(D) - Al/N**
**(E) - Ca/S**
**(F) - 0**
**(G) - 0**
**PCM - C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/60+Mo/15+V/10+5*B**
**CE - C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15**

Os resultados encontrados representam a média de 111 amostras e ficaram enquadradas dentro do mínimo ou máximo especificados no projeto (mais restrito que a API).

Tabela 2 – Composição química típica do aço utilizado com resfriamento acelerado (% em peso)

| Análise Química | | | | | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | **C** | **S** | **N** | **O** | **Al** | **Si** | **P** | **Ti** | **V** | **Cr** | **Mn** | **Ni** | **Cu** | **Nb** |
| MIN ESP | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - |
| MAX ESP | 0,16 | 0,008 | - | - | - | 0,5 | 0,02 | - | - | 0,3 | 1,65 | 0,3 | 0,35 | |
| Média | 0,039 | 0,001 | 0,005 | - | 0,027 | 0,323 | 0,007 | 0,012 | 0,004 | 0,167 | 1,506 | 0,018 | 0,015 | 0,042 |
| • | 0,005 | 0,000 | 0,001 | - | 0,003 | 0,013 | 0,001 | 0,001 | 0,001 | 0,006 | 0,019 | 0,008 | 0,005 | 0,002 |

| | **Mo** | **B** | **Ca** | **Pb** | **Sn** | **As** | **Sb** | **Bi** | **(A)** | **(B)** | **(C)** | **(D)** | **PCM** | **CE** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| MIN ESP | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | - | 2 | - | - |
| MAX ESP | 0,1 | 0,003 | 0,006 | 0,01 | 0,02 | 0,03 | 0,01 | 0,01 | 0,12 | 0,09 | 0,8 | - | 0,21 | 0,39 |
| Média | 0,004 | 0,000 | 0,002 | 0,001 | 0,001 | 0,002 | 0,000 | 0,001 | 0,059 | 0,047 | 0,204 | 5,743 | 0,136 | 0,327 |
| • | 0,001 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,002 | 0,013 | 1,385 | 0,005 | 0,006 |

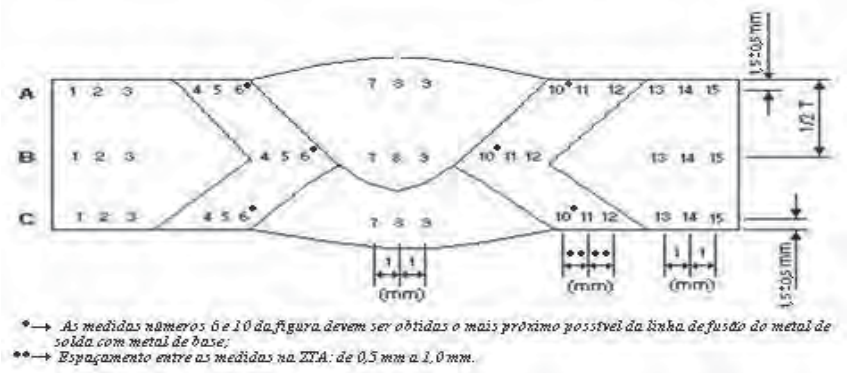
**FÓRMULAS ANALISADAS**
**(A) - Nb+V+Ti**
**(B) - Nb+V**
**(C) - Cu+Cr+Mo+Ni**
**(D) - Al/N**
**(E) - Ca/S**
**(F) - 0**
**(G) - 0**
**PCM - C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/60+Mo/15+V/10+5*B**
**CE - C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15**

Os resultados encontrados representam a média de 272 amostras e ficaram enquadradas dentro do mínimo ou máximo especificados para o projeto (mais restrito que a API).

Os resultados de análise química mostram que o material com resfriamento acelerado possui muito menos quantidade de elementos prejudiciais à solda, tendo, por exemplo, menos da metade de carbono. Isso devido à técnica de resfriamento acelerado sem a necessidade de elementos microligantes em grandes quantidades, visto que as propriedades mecânicas são conseguidas devido a uma microestrutura mais favorável que se forma durante a etapa de resfriamento acelerado.

Foram realizadas 12.240 medições de dureza em 272 amostras para o material com resfriamento acelerado e os resultados estão indicados na Tabela 3.

Tabela 3 – Resultados médios das medições de dureza realizadas




* → As medidas números 6 e 10 da figura devem ser obtidas o mais próximo possível da linha de fusão do metal de solda com metal de base;
** → Espaçamento entre as medidas na ZTA: de 0,5 mm a 1,0 mm.

| Resultados de Dureza HV-10 | | | | |
|---|---|---|---|---|
| Ponto | Linha A | Linha B | Linha C | Especificado (max) |
| 1 | 196 | 201 | 201 | 250 |
| 2 | 195 | 200 | 201 | 250 |
| 3 | 194 | 199 | 200 | 250 |
| 4 | 182 | 174 | 190 | 250 |
| 5 | 187 | 184 | 192 | 250 |
| 6 | 199 | 195 | 202 | 250 |
| 7 | 213 | 215 | 214 | 250 |
| 8 | 213 | 215 | 214 | 250 |
| 9 | 214 | 215 | 215 | 250 |
| 10 | 200 | 197 | 203 | 250 |
| 11 | 188 | 186 | 192 | 250 |
| 12 | 183 | 175 | 190 | 250 |
| 13 | 193 | 192 | 196 | 250 |
| 14 | 194 | 194 | 198 | 250 |
| 15 | 196 | 195 | 199 | 250 |

Os resultados de dureza para o material com resfriamento acelerado se mostraram excelentes visto que apesar do alto ganho em tenacidade o mesmo não afetou a dureza estando os resultados abaixo dos 250 HV especificados pelo projeto.

Nas Tabelas 4 e 5 pode-se ver os resultados dos testes de tração, resultados do limite de escoamento e resistência para os aços com laminação controlada e laminação controlada seguida de resfriamento controlado.

Tabela 4 – Resultados de ensaio de tração do aço utilizado sem resfriamento acelerado.

| Ensaio de Tração | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | METAL BASE | | | | SOLDA |
| | **LE** | **LR** | **LE/LR** | **AL** | **LR** |
| | MPa | MPa | | % | MPa |
| **Esp. Min.** | 448 | 530 | | 23,5 | 530 |
| **Esp. Max.** | 568 | 690 | 0,92 | | |
| Média | 510 | 618 | 0,82 | 34 | 631 |
| • | 28,58 | 18,23 | 0,04 | 1,68 | 15,01 |

Os valores representam a média de 111 corpos de prova de corridas diferentes com o desvio padrão (•) calculado.

Tabela 5 – Resultados de tração do aço utilizado com resfriamento acelerado.

| Ensaio de Tração | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | METAL BASE | | | | SOLDA |
| | **LE** | **LR** | **LE/LR** | **AL** | **LR** |
| | MPa | MPa | | % | MPa |
| **Esp. Min.** | 448 | 531 | | 24,0 | 531 |
| **Esp. Max.** | 568 | 745 | 0,92 | | 745 |
| Média | 498 | 585 | 0,85 | 58 | 615 |
| • | 17,68 | 14,64 | 0,02 | 1,72 | 12,90 |

Os valores representam a média de 272 corpos de prova de corridas diferentes com o desvio padrão (•) calculado.

Abaixo são representadas distribuições estatísticas comparativas das propriedades mecânicas, demonstrando uma distribuição diferenciada para os dois tipos de processo, conforme pode-se ver nas Figuras 31, 32, 33 e 34 (As linhas tracejadas vermelhas significam os limites mínimo e máximo segundo a norma API 5L (2004).

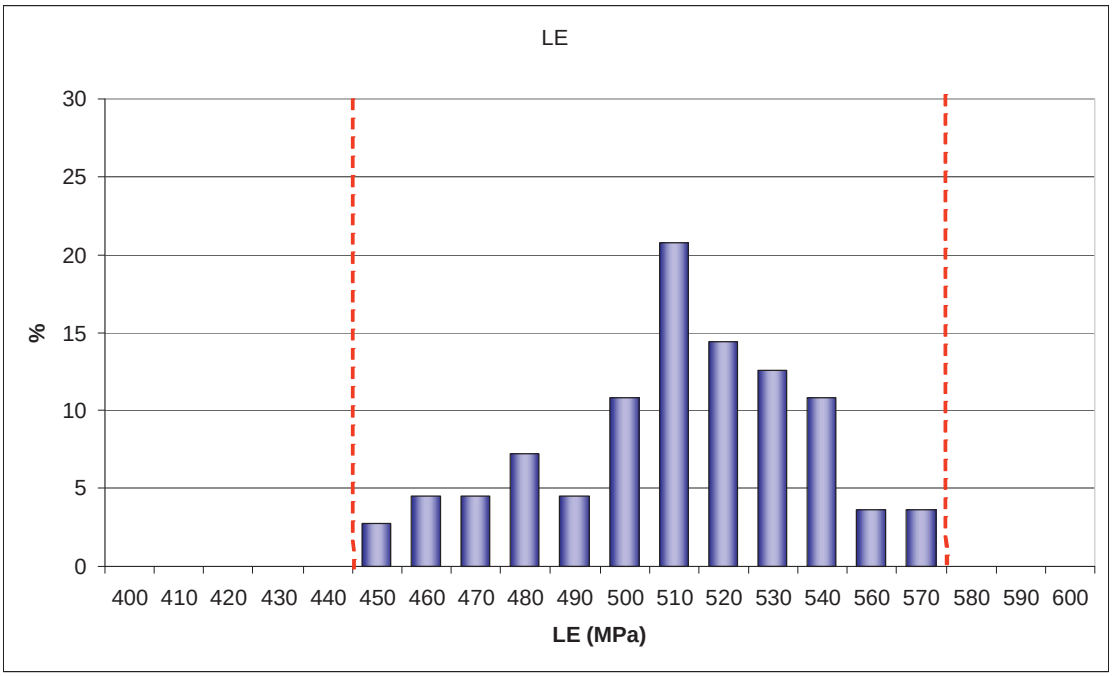



Figura 31 – Representação estatística do limite de escoamento para o material com laminação controlada, sem resfriamento acelerado

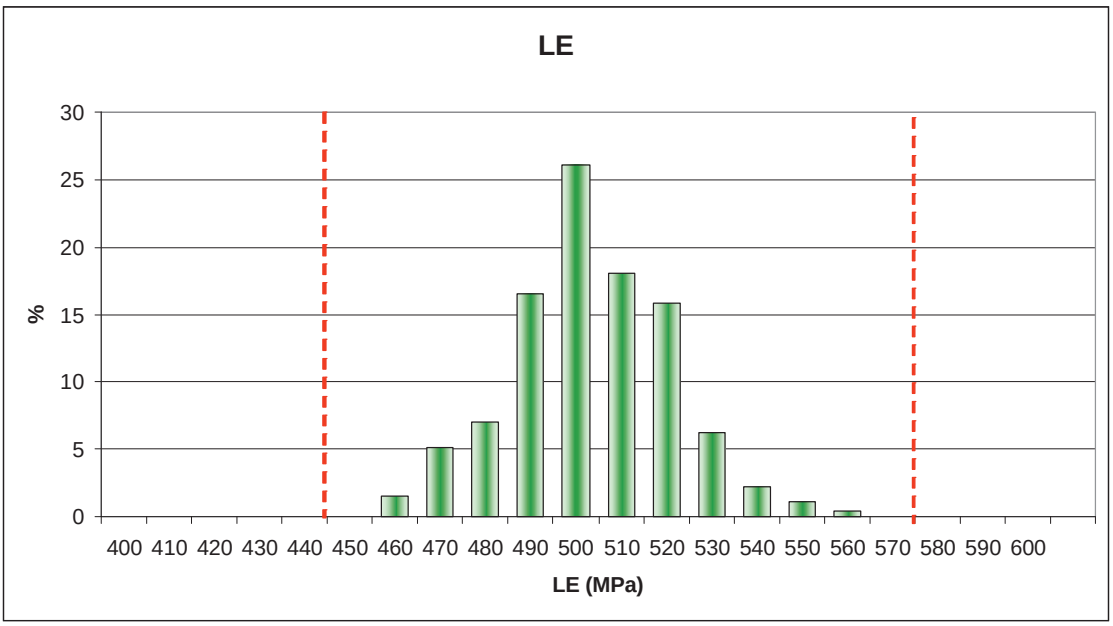



Figura 32 – Representação estatística do limite de escoamento para o material com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.

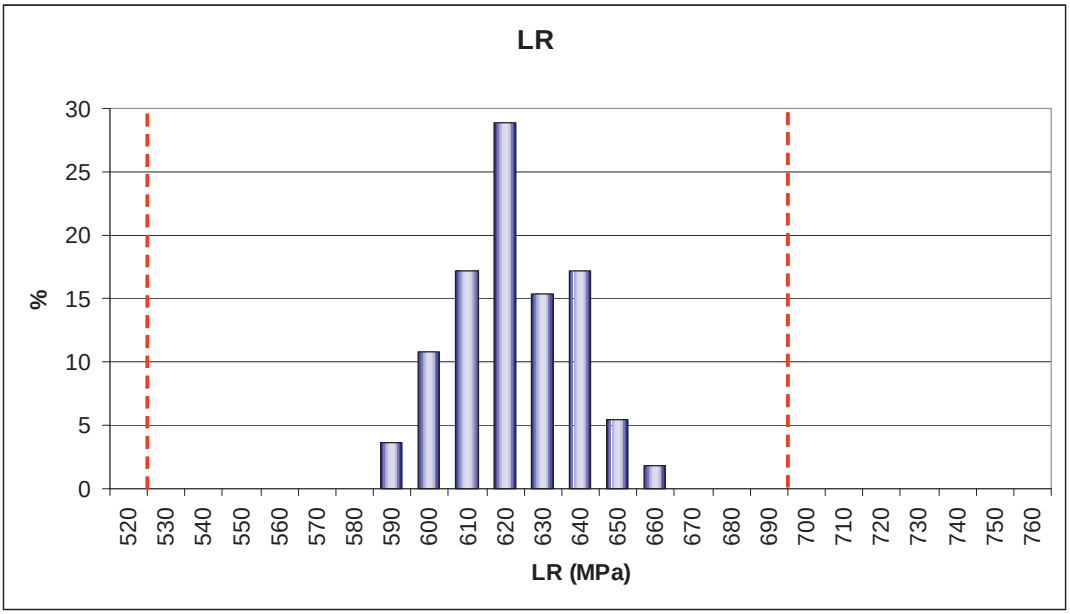



Figura 33 – Representação estatística do limite de resistência para o material com laminação controlada.

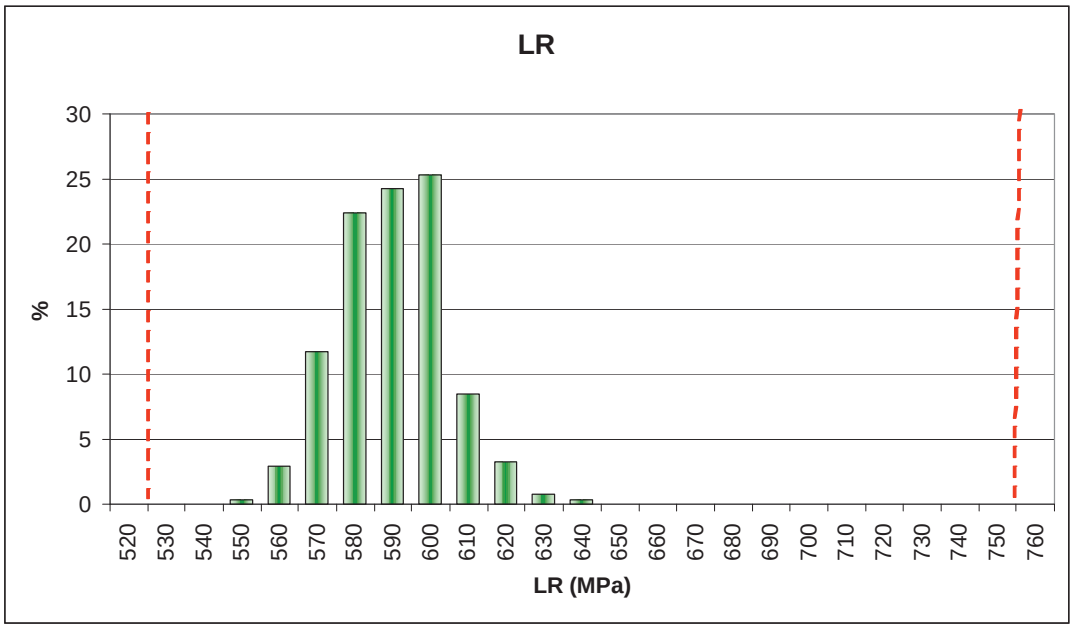



Figura 34 – Representação estatística do limite de resistência para o material com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.

Analisando os resultados obtidos de limite de escoamento nas Figuras 31 e 32 observa-se uma grande diferença entre os dois materiais quanto à homogeneidade. Enquanto o produto com laminação controlada sem resfriamento acelerado tem um

desvio padrão de 28,58 MPa, o material com resfriamento acelerado tem apenas 17,68 MPa, sendo assim uma melhor homogeneidade entre as diversas corridas. Por outro lado pelos gráficos das Figuras 33 e 34, nota-se uma pequena perda no limite de resistência (LR).

Conforme dito anteriormente, além de proporcionar a homogeneização da microestrutura e das propriedades mecânicas, a tenacidade também é fortemente influenciada quando se usa o processo de resfriamento acelerado conforme pode-se observar nas Tabelas 6 e 7, assim como nas Figuras 35 e 36 para o metal de base e 37 e 38 para a ZTA.

Tabela 6 – Resultados de Charpy do aço utilizado sem resfriamento acelerado.

| Teste de Impacto | | | |
|---|---|---|---|
| | **ENERGIA ABSORVIDA** METAL BASE - Joule Temperatura: **-30 °C** | **% FRATURA DUCTIL** METAL BASE Temperatura: **-30 °C** | **ENERGIA ABSORVIDA** SOLDA - Joule Temperatura: **-30 °C** |
| Média | **179** | **100** | **130** |
| • | **32** | **0** | **19** |
| **MIN - IND** | **40** | **-** | **40** |
| **MIN - MED** | **50** | **-** | **50** |
| | **ENERGIA ABSORVIDA** ZTA-LF- Joule Temperatura: **-30 °C** | **ENERGIA ABSORVIDA** ZTA-LF+2mm - Joule Temperatura: **-30 °C** | **ENERGIA ABSORVIDA** ZTA-LF+5mm - Joule Temperatura: **-30 °C** |
| Média | **123** | **177** | **171** |
| • | **28** | **27** | **36** |
| **MIN - IND** | **40** | **40** | **40** |
| **MIN - MED** | **50** | **50** | **50** |

Tabela 7 – Resultados de Charpy do aço utilizado com resfriamento acelerado.

| Teste de Impacto | | | |
|---|---|---|---|
| | **ENERGIA ABSORVIDA** METAL BASE - Joule Temperatura: **-30 °C** | **% FRATURA DUCTIL** METAL BASE Temperatura: **-30 °C** | **ENERGIA ABSORVIDA** SOLDA - Joule Temperatura: **-30 °C** |
| Média | **323** | **100** | **154** |
| • | **26** | **0** | **20** |
| **MIN - IND** | **55** | **60** | **35** |
| **MIN - MED** | **73** | | **48** |
| | **ENERGIA ABSORVIDA** ZTA-LF- Joule Temperatura: **-30 °C** | **ENERGIA ABSORVIDA** ZTA-LF+2mm - Joule Temperatura: **-30 °C** | **ENERGIA ABSORVIDA** ZTA-LF+5mm - Joule Temperatura: **-30 °C** |
| Média | **274** | **270** | **280** |
| • | **37** | **28** | **46** |
| **MIN - IND** | **35** | **35** | **35** |
| **MIN - MED** | **48** | **48** | **48** |

Onde:

MIN-IND - Resultado mínimo individual especificado
MIN-MED – Resultado mínimo médio especificado

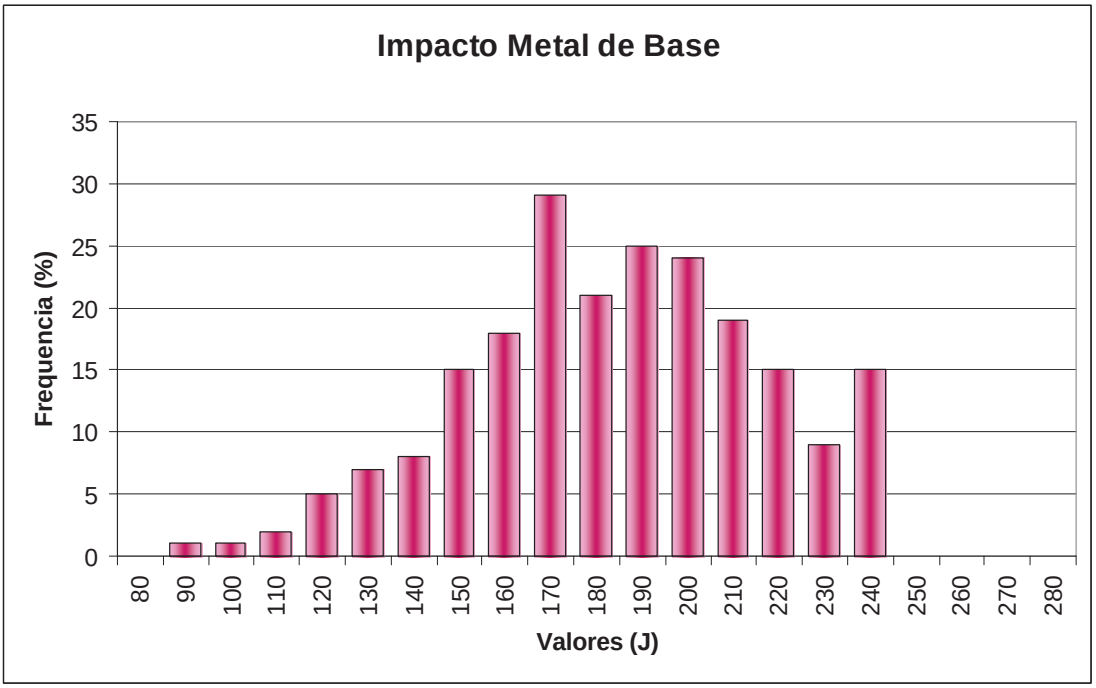



Figura 35 – Representação estatística do ensaio de impacto (Charpy) no metal de base para o material com laminação controlada, sem resfriamento acelerado a -30°C.

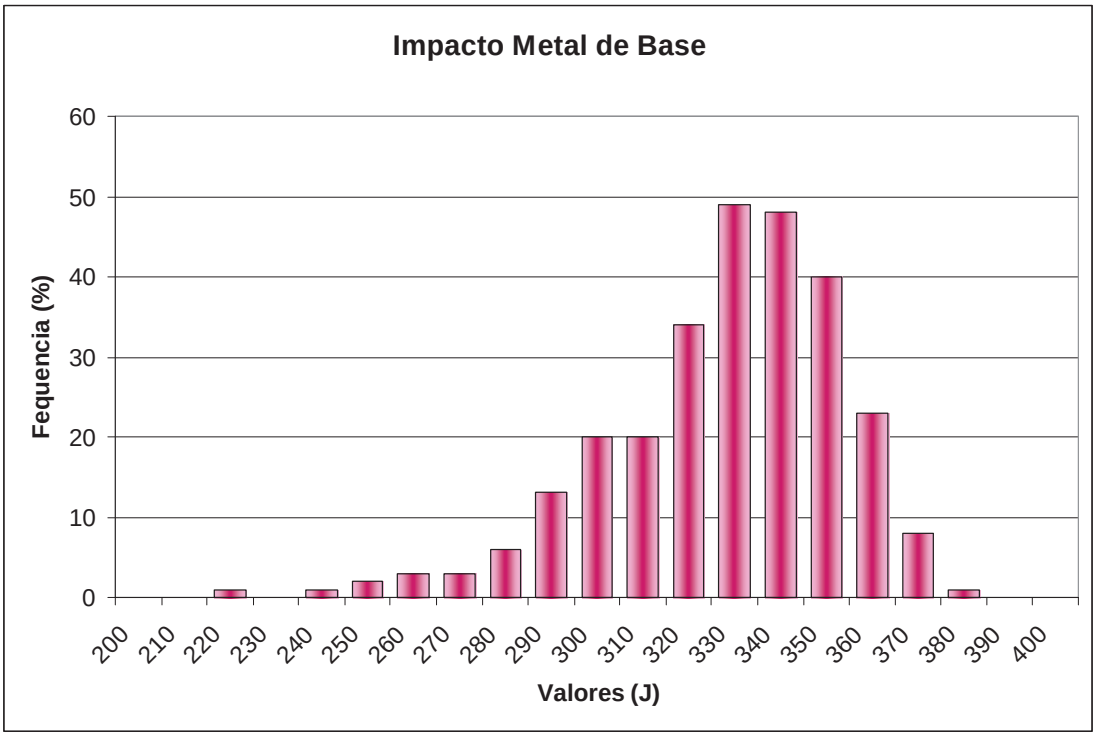



Figura 36 – Representação estatística do ensaio de impacto (Charpy) no metal de base para o material com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, a -30°C.

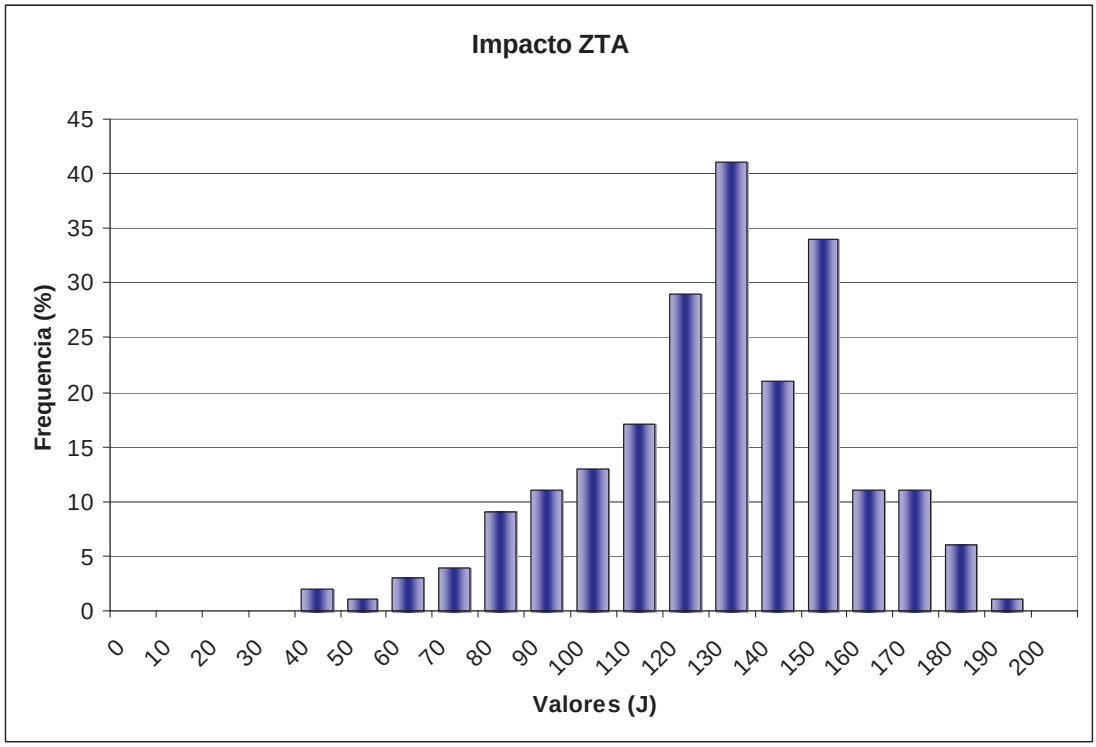



Figura 37 – Representação estatística do ensaio de impacto (Charpy) na zona termicamente afetada para o material com laminação controlada, sem resfriamento acelerado a -30°C.

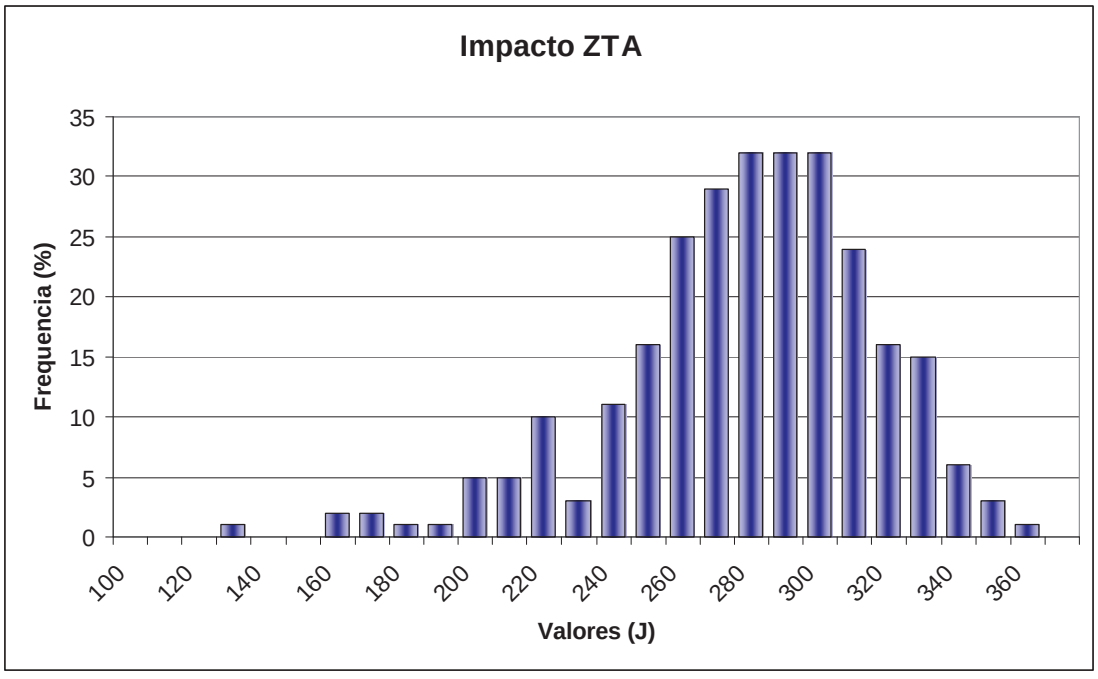
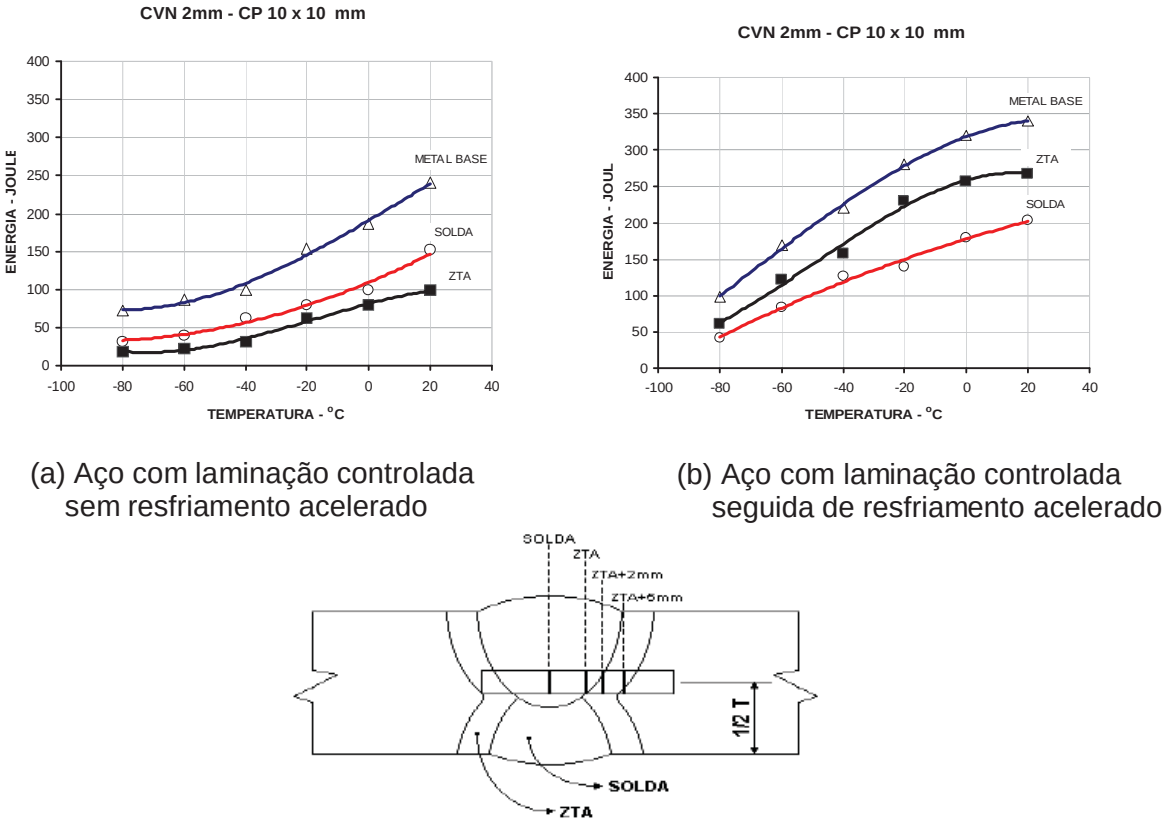



Figura 38 – Representação estatística do ensaio de impacto (Charpy) na zona termicamente afetada para o material com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, a -30°C

Os resultados dos testes de impacto demonstram uma diferença altamente relevante pois no material com resfriamento acelerado tem-se 323 J de média (extremamente mais alta que a média mínima e média individual especificadas) para o metal de base e no material sem o resfriamento acelerado foi encontrado 179 J. Já na ZTA para o material com resfriamento acelerado tem-se 274 J e no material com laminação controlada convencional tem-se 123 J de média. Com isso, pode-se notar que o material com resfriamento acelerado possui uma tenacidade muito superior ao material sem o resfriamento acelerado, sendo um material excelente para ser aplicado em situações complexas como às do projeto Pré-sal. Vale ressaltar que para ZTA + 2mm e ZTA + 5mm o material com resfriamento acelerado também obteve resultados superiores aos do material com laminação controlada somente.

## 4.2 CURVAS DE TRANSIÇÃO-ENSAIO CHARPY “V”




(a) Aço com laminação controlada sem resfriamento acelerado

(b) Aço com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado

(c) Localização do entalhe

Figura 39 – Curva de Transição de Charpy (teste conforme ASTM A 370).

Nas curvas de energia absorvida em função da temperatura do ensaio de Charpy fica evidenciada a vantagem de se usar o material com resfriamento acelerado. O acréscimo de tenacidade na ZTA, principalmente, é notório para todas as temperaturas, chegando a diferenças altamente significativas em temperaturas criticas como -40°C e -60°C.

## 4.3 ENSAIO DE CTOD-CORPOS DE PROVA SE(B)

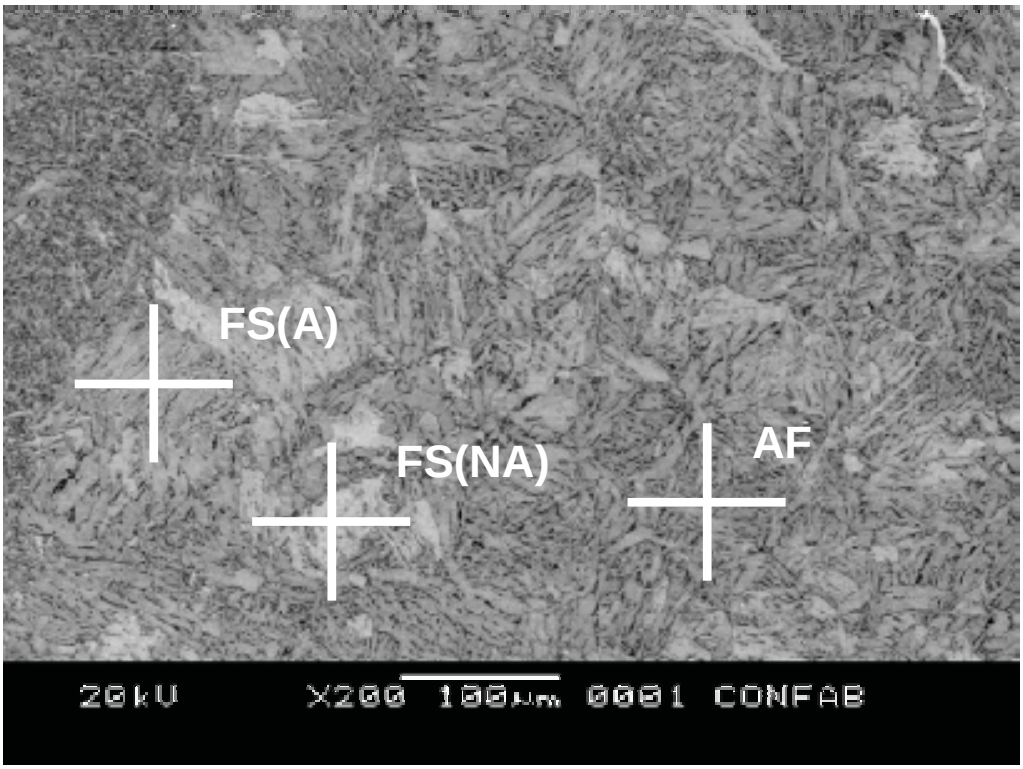
Tabela 8 – Resultados de CTOD

| CORPO DE PROVA | | MODO DE FRATURA | RESULTADO - mm | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | AÇO CONVENCIONAL | AÇO DE R. ACELERADO | |
| | | | | 1 | 2 |
| METAL BASE | 1 | δm | **0,56** | **1,56** | **1,73** |
| | 2 | δm | **0,54** | **1,60** | **1,74** |
| | 3 | δm | **0,46** | **1,58** | **1,76** |
| ZTA | 1 | δm | **0,18** | **0,92** | **0,88** |
| | 2 | δm | **0,23** | **1,24** | **1,14** |
| | 3 | δm | **0,21** | **1,34** | **1,26** |
| SOLDA | 1 | δm | **0,27** | **0,36** | **0,32** |
| | 2 | δm | **0,28** | **0,36** | **0,24** |
| | 3 | δm | **0,33** | **0,48** | **0,30** |
| TEMPERATURA DE TESTE: -15°C • m = CARGA MÁXIMA | | | | | |

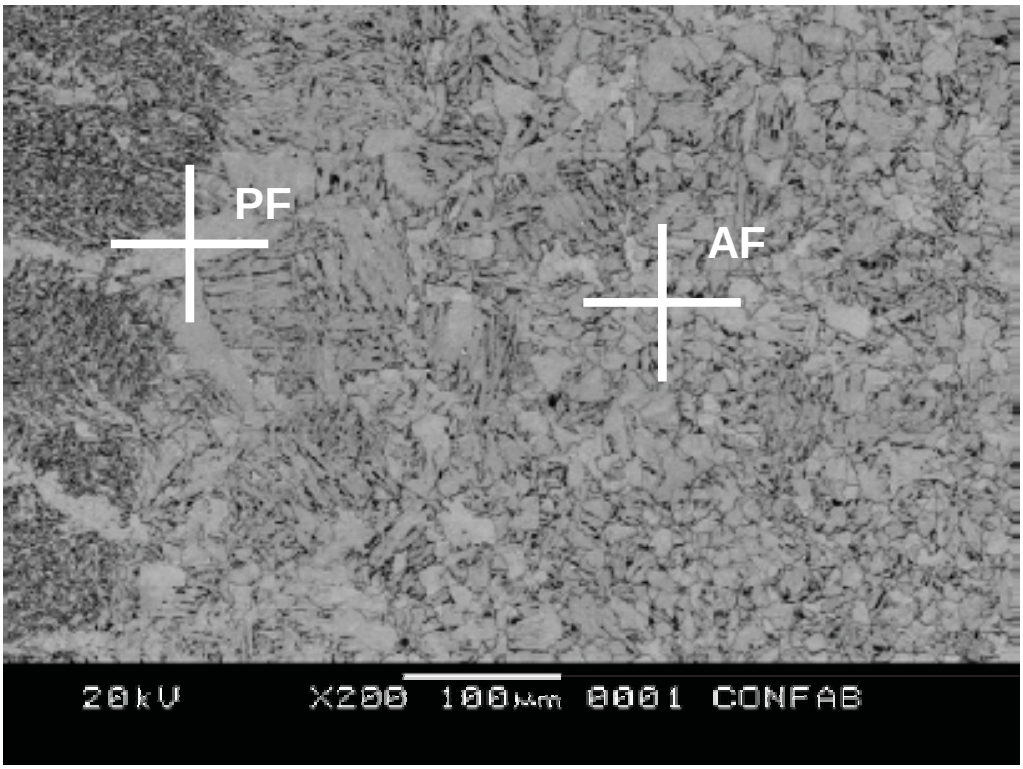
Os resultados de CTOD, mostrados na Tabela 8, evidenciam que o material com resfriamento acelerado tem um resultado extraordinariamente melhor que o material sem o uso do resfriamento acelerado, apresentando resultados bem acima dos especificados nos mais exigentes projetos. Apesar de não especificado pelo cliente e ter sido feito em caráter informativo, o mesmo demonstra resultados altamente satisfatórios na região do metal de base e ZTA.

## 4.4 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A microestrutura na ZTA de um aço com laminação controlada sem resfriamento acelerado e laminação controlada com resfriamento acelerado em solda por arco submerso é mostrada na Figura 40.




(a) Aço TMCP sem RA (FS (A) - Ferrita com Segunda Fase Alinhada, FS (NA) - Ferrita com Segunda Fase não Alinhada, AF - Ferrita Acicular)




(b) Aço TMCP com RA (PF = Ferrita Primaria, AF - Ferrita Acicular)

Figura 40 – Comparativo de microestrutura da ZTA, Nital 3% análise em MEV.

A zona afetada pelo calor (ZTA) da solda longitudinal de tubos de aço apresenta regiões de microestrutura de reduzida tenacidade, conhecidas como zonas de fragilidade localizada (ZFL). Em razão dessa região permanecer por longos períodos a altas temperaturas, excedendo a 1400°C, os grãos de austenita ($\gamma$) crescem notadamente. No processo de resfriamento após soldagem, a tenacidade da ZTA é reduzida porque a ferrita de 2a fase forma-se no contorno de grão da austenita durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, enquanto no centro a microestrutura é transformada em bainita superior, incluindo constituintes martensita / austenita (M-A). Em geral, chapas de alta resistência tendem a apresentar um aumento no carbono equivalente (Ceq) e, como resultado, uma tenacidade de ZTA reduzida.

Consequentemente, para melhorar a tenacidade na ZTA, é necessário minimizar os grãos grosseiros, e a solução do problema é o uso de um adequado carbono equivalente. Assim os projetos de ligas para aços que serão laminados a quente, seguido por resfriamento acelerado, são mais compatíveis.

# 5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os tubos de aço destinados ao Pré-sal têm requisitos de tenacidade à baixa temperatura e são fabricados por soldagem a arco-submerso em dois passes. A alta produtividade necessária para tornar os projetos economicamente viáveis, remetem ao uso de processo solda com alto aporte de calor que podem impactar na tenacidade da região adjacente ao cordão de solda. Para prover uma zona afetada com alta tenacidade, o refino da microestrutura próximo à linha de fusão torna-se essencial e isto vem sendo estudado há décadas. As técnicas e as práticas de fabricação das chapas de aços e soldagem de tubos foram desenvolvidas e melhoraram a tenacidade da zona afetada pelo calor, tornando–se um padrão de referência para os usuários e fabricantes de tubos. O fator que mais contribuiu para este sucesso foi obtido na laminação das chapas de aço. Com o advento da laminação controlada, seguida de resfriamento acelerado (*accelerated cooling*) conseguiu-se produzir aços de alta resistência sem lançar mão dos elementos de liga e, com isto, baixou-se consideravelmente o poder de temperabilidade dos aços, promovendo uma zona afetada mais estreita e com microestruturas mais favoráveis à obtenção de alta tenacidade. Os requisitos de tenacidade, Charpy e CTOD, especificados pela norma DNV-OS-F101, aplicados a tubos fabricados conforme a norma API 5L são consideravelmente críticos, mas alcançáveis se bem trabalhados durante a qualificação do processo de soldagem utilizando esta nova geração de aços.

# 6. CONCLUSÕES

Foi analisado um total de 111 corridas do material com laminação controlada e 272 corridas do material com laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. Baseado nos resultados obtidos por intermédio dos ensaios mecânicos como, tração, dureza, impacto e CTOD, assim como a análise química e metalográfica, pode-se verificar que o produto final com o aço produzido através de laminação controlada e resfriamento acelerado cumpre com os requisitos especificados para o grau API 5L X65 assim como para os requisitos *offshore* da norma DNV-OS-F101, sendo assim indicado para trabalhar em condições severas como as do projeto pré-sal, sendo assim. Foram possíveis as seguintes conclusões:

- O processo de resfriamento acelerado, por aumentar a força motriz para a transformação da ferrita, além de evitar o crescimento de grão ferritico durante a etapa de resfriamento, favorece o refino de grão proporcionando assim um material com propriedades mecânicas superiores.

- Os ensaios de tração mostraram que o resfriamento acelerado tendem a homogeneizar os resultados de limite de escoamento, proporcionando assim um material com propriedades mecânicas e microestruturais mais homogêneas sem perda significativa no limite de resistência.

- Verificou-se que a tenacidade do metal de base e ZTA, foram extraordinariamente aumentados no material com resfriamento acelerado, os ensaios de impacto e CTOD mostraram uma grande diferença entre os dois tipos de processos, mostrando assim que o material com resfriamento acelerado leva uma grande vantagem em aplicações em condições severas onde a fragilidade da ZTA é uma preocupação dos projetistas de dutos.

# REFERÊNCIAS

API - American Petroleum Institute-Specification for Line Pipe. API 5L,43rd Edition 2004.

BABU, S.S. Materials Science and Engineering A, 2004, p. 267-278.

BHADESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steel, 2nd Ed. 458p. The Institute of Metals, London, 2001

BLAIS, C.; L´ESPERANCE, G. ; EVANS, G.M. Science Technol. Weld Joining, 199, p. 143-150

CALLISTER JR. W. D. Ciência e Engenharia de Materiais Uma Introdução, LTC Editora ,2002

DIETER, G.E ,Mechanical Metallurgy, McGraw- Hill Book Company UK, (1988)

FERRACIN JR. A.G, **Formação de grãos ferriticos ultrafinos através de transformação de fase induzida por deformação**, Dissertação de Mestrado UFSCar, p.16-19, 2007

GODOY J. M, CAVALHEIRO B. C, SALANI M- **Tenacidade na Junta Soldada de Aços API-DNV, Fabricados por Laminação Controlada Seguida de Resfriamento Acelerado**, Exposol Rio de Janeiro, 2008.

GORNI A, SILVEIRA J, REIS J – **Metalurgia dos Aços Microligados Usados na Fabricação de Tubos Soldados de Grande Diâmetro** – revista Tubo & Companhia, 5:26, p.53-56 Set-Out 2009,

GORNI A, SILVEIRA J – **Resfriamento Acelerado de Chapas Grossas: o Futuro Chegou** (2006)

GORNI A, SILVEIRA J, REIS J - **Um Panorama do Desenvolvimento Recente de Chapas Grossas e suas Aplicações. Corte e Conformação de Metais** – Revista corte e conformação de metais, p. 78-80, setembro, 2006

GORNI A, **Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa**, Tese de Doudotado – UNICAMP p. 25-28 2001

GRAY,J.MALCOM-**A Guide for Understanding & Specifying Chemical composition of High Strength Linepipe Steels**-Technical Report of EWI MICROALLOYING July, 2007.

GUNARAJ,V.,MURUGAN N.-**Prediction of Heat Affected Zone Characteristics in Submerged Arc Welding of Structural Steel** - Pipes.Welding Journal 2002.

HARRISON, P.L. ; FARRAR, R.A. J. Mater. Sci, 1981, p.2218-2226

HILLENBRAND, H-G et al– **Evaluation of the suitability of X100 steel pipes for high pressure gas transportation pipelines by full scale tests** – International Pipeline Conference, 9 p, 2004.

KOZASU, I. **Processing – Thermomechanical Controlled Processing. In: Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment: Constitution and Properties of Steels**, vol. 7, VCH, Weinheim, 1992.

LIESSEM,A.,ERDELEN-PEPPLER,M.-A **Critical View on the Significance of HAZ toughness testing** - International Pipeline Conference IPC 2004-Calgary,Canadá.

Offshore Standard DNV-OS-F01 – Submarine Pipeline Systems, Edition 2003

OKAMOTO K, YOSHIE A, NAKAO H – **Microstructure and Mechanical Properties of Heavy Steel Plates Produced by Accelerated Cooling and Direct Quenching Process** – Mechanical Working and Steel Processing Proceedings p.427-429, 1990

PADILHA A.F., SICILIANO F., **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**, 3° Edição, ABM, (2005)

Plaut, R. et al, **Estudo das Propriedades Mecânicas do Aço API X70 Produzido por Laminação Controlada** - Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 6, n. 1, p. 7-12, jul.-set. 2009

REED-HILL, R.E. **Princípios da Metalurgia Física** Guanabara Dois, Rio de Janeiro, (1981)

RODRIGUES P, COTA A, SANTOS D – **Evolução Microestrutural de um aço bainítico submetido a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado** - 55o Congresso Anual da ABM - Rio de Janeiro – p. 2-5 Julho de 2000

SICILIANO F., **Aspectos metalúrgicos do processamento dos aços microligados para aplicação em dutos de transporte de petróleo e gás**, Reporte Técnico da CBMM - Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, p. 4-6, 2008.

SILVÉRIO V. A. **Estudo da evolução do tamanho de grão na laminação a quente de barras de aço médio carbono microligado ao vanádio – 38MnSiV5** – Dissertação apresentada à escola politécnica da universidade de São Paulo, p.22-24 , (2008)

Site Petrobras, www.petrobras.com.br

TAMEHIRO H, HABU R, YAMADA N, MATSUDA H, NAGUMO M – **Properties of Large Diameter Line Pipe Steel Produced by Accelerated Cooling after Controlled Rolling** – Nippon Steel Technical Report, p. 403-405, 1986

TANAKA, T.-**Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel, Microalloying Conference Proceedings**, p. 165-181, 1995.

XUE, XH; LOU, SN; QIAN, BN; YU, SF.-**Development of the SAW wire for high strength TMCP steel** - The fifth Pacific rim international conference on advanced material and processing, Materials Science Forum, vol. 475-479, p. 269-272, 2005.

ZHAO, M. C. et al, Materials Science and Engineering A , 2003 , p. 126-136