

**MINISTÉRIO DA DEFESA  
EXÉRCITO BRASILEIRO  
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA  
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

**ANTÔNIO MARCELO DE MEIRELES**

**AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE CURVAMENTO POR  
INDUÇÃO EM TUBOS DA CLASSE API 5L X80**

**Rio de Janeiro**

**2009**

# **Livros Grátis**

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

**INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA**

**ANTÔNIO MARCELO DE MEIRELES**

**AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE CURVAMENTO POR INDUÇÃO  
EM TUBOS DA CLASSE API 5L X80**

Dissertação de Mestrado apresentada ao curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – DSc

Rio de Janeiro

2009

c2009

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do autor e do orientador.

M499a Meireles, Antônio Marcelo de

Avaliação dos parâmetros de curvamento por indução em tubos da classe API 5L X80 / Antônio Marcelo de Meireles. – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2009.

117p.: il.

Dissertação (mestrado). – Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2009.

1. Aços de alta resistência e baixa liga. 2. API 5L X80. 3. Curvamento por Indução. 4. Tratamento Térmico de Revenimento. 5. Propriedades Mecânicas. I. Título. II. Instituto Militar de Engenharia.

CDD 669242

**INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA**

**ANTÔNIO MARCELO DE MEIRELES**

**AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE CURVAMENTO POR INDUÇÃO EM  
TUBOS DA CLASSE API 5L X80**

Dissertação de Mestrado apresentada ao curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – DSc

Aprovada em 11 de dezembro de 2009 pela seguinte Banca Examinadora:

---

Professor Luiz Paulo Mendonça Brandão, DSc do IME - Presidente

---

Professor José Ricardo Gomes Matheus, DC do IME

---

Professor André Luiz Pinto, DC do CBPF

---

Professora Cristiane Maria Basto Bacaltchuk, PhD do CEFET-RJ

Rio de Janeiro  
2009

Primeiramente a Deus pela proteção, pela força e saúde a mim proporcionada durante todos os dias desta caminhada.

À minha eterna e amada esposa Patrícia pelo carinho, pelo amor e pelo companheirismo e ao meu filho Nicolás que ainda está por vir.

Aos meus familiares que sempre me apoiaram na realização de todos meus sonhos.

## AGRADECIMENTOS

À PROTUBO pela oportunidade concedida, pela confiança em mim depositada e pelo investimento para a realização deste trabalho.

Ao amigo e professor orientador Luiz Paulo Mendonça Brandão pela sua dedicação a afincos em realizar este trabalho com nobreza.

Ao Instituto Militar de Engenharia pela oportunidade a mim concedida.

Ao professor Major José Ricardo Gomes Matheus pela contribuição técnica e pelo incentivo.

À TENARIS CONFAB pelo tubo cedido para a realização deste estudo.

Ao Cap Jeremias Fortini pela parceria na realização deste trabalho.

Ao técnico Eliandro Joacir de Lima pela realização das imagens por microscopia eletrônica de varredura na UEZO.

À UEZO pela disponibilização do MEV.

À Maria Cecília e ao Sr. Lau da empresa TORK e a todos seus funcionários pela competente realização dos ensaios mecânicos.

Aos colegas da PROTUBO pelo incentivo e companheirismo em todos os momentos em especial ao Técnico de Laboratório Marcos Veloso pela competente preparação de tantas amostras metalográficas.

Aos participantes da comissão examinadora

A todos os amigos e professores que, de alguma forma, contribuíram para a minha formação.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE ILUSTRAÇÕES</b> .....	<b>8</b>
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	<b>13</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS</b> .....	<b>14</b>
<b>LISTA DE SIGLAS</b> .....	<b>16</b>
<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>19</b>
1.1 CENÁRIO DE MERCADO .....	20
1.2 OBJETIVO.....	21
<b>2 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS API 5L</b> .....	<b>22</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>25</b>
3.1 AVANÇOS TECNOLÓGICOS NO PROCESSO DE LAMINAÇÃO DE CHAPAS .....	25
3.2 PARÂMETROS DA LAMINAÇÃO A QUENTE DE CHAPAS .....	30
<b>4 FABRICAÇÃO DE TUBOS PELO PROCESSO UOE</b> .....	<b>36</b>
4.1 PROCESSO DE FABRICAÇÃO .....	36
4.2 SOLDABILIDADE .....	37
4.3 INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO DO PROCESSO “UOE” NAS PROPRIEDADES ..	37
<b>5 PROCESSO DE CURVAMENTO POR INDUÇÃO</b> .....	<b>39</b>
5.1 VARIÁVEIS DO PROCESSO DE CURVAMENTO POR INDUÇÃO .....	43
<b>6 CLASSIFICAÇÃO DE MICROESTRUTURAS DE AÇOS DA CLASSE API 5L</b> .....	<b>52</b>
6.1 FERRITA BAINITA .....	52
6.2 FERRITA ACICULAR .....	53
6.3 FERRITA POLIGONAL E PERLITA .....	55
6.4 MARTENSITA-AUSTENITA (MA).....	55
<b>7 ESTADO ATUAL DAS CARACTERIZAÇÕES DE TUBOS CURVADOS POR INDUÇÃO</b> .....	<b>57</b>
<b>8 MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS</b> .....	<b>66</b>
8.1 MATERIAL .....	66
8.2 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS .....	67

8.3	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALOGRAFICA .....	68
<b>9</b>	<b>RESULTADOS</b> .....	<b>74</b>
9.1	CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA E MECÂNICA TUBO COMO RECEBIDO ..	74
9.2	CARACTERIZAÇÃO DO TUBO RETO SUBMETIDOS ÀS SIMULAÇÕES DOS CICLOS TÉRMICOS DO PROCESSO DE CURVAMENTO .....	76
9.3	CARACTERIZAÇÃO DO TUBO CURVADO.....	88
9.4	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DO TUBO CURVADO E REVENIDO .....	97
<b>10</b>	<b>DISCUSSÃO DOS RESULTADOS</b> .....	<b>102</b>
10.1	ANÁLISE DAS VARIÁVEIS DO PROCESSO DE CURVAMENTO NAS SIMULAÇÕES COM O TUBO COMO RECEBIDO.....	102
10.2	ANÁLISE DAS DEFORMAÇÕES DO PROCESSO NO CURVAMENTO DO TUBO.	106
10.3	INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE REVENIMENTO DO TUBO CURVADO .....	108
<b>11</b>	<b>CONCLUSÕES</b> .....	<b>111</b>
<b>12</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	<b>113</b>
<b>13</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	<b>114</b>

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 3.1 Desenvolvimento de aços de alta resistência. Adaptado de HILLENBRAND (2001). .....	26
FIG. 3.2 Efeitos microestruturais para alcançar propriedades de resistência e tenacidade. Adaptado de HILLENBRAND et al. (2001).....	26
FIG. 3.3 Ilustração esquemática da laminação controlada com e sem o processo de resfriamento acelerado. Adaptado de HILLENBRAND et al. (2001).....	28
FIG. 3.4 Efeito do resfriamento acelerado na microestrutura de aços processados por laminação controlada. HILLENBRAND et al. (2001) .....	29
FIG. 3.5 Microestruturas de ferrita e bainita por microscópio eletrônico de transmissão. HILLENBRAND et al. (2001) .....	29
FIG. 3.6 Elevação dos limites de escoamento e resistência provocados pelo tempo de reaquecimento da placa. GORNI et al. (2002).....	31
FIG. 3.7 Aumento no refino de grão e nos limites de escoamento e resistência provocados pelo grau de deformação. GORNI et al. (2002). .....	32
FIG. 3.8 Aumento do tamanho de grão e a redução dos limites de escoamento e de resistência com o a temperatura. GORNI et al. (2002).....	33
FIG. 3.9 Variantes do processo de resfriamento acelerado: a) resfriamento acelerado interrompido; b) têmpera direta; c) têmpera direta e auto-revenimento. GORNI et al. (2006).....	34
FIG. 4.1 Processo de fabricação de tubos “UOE”. Disponível em: < <a href="http://www.tenaris.com">http://www.tenaris.com</a> >. Acesso em: 16 de agosto de 2008.....	36
FIG. 4.2 Influência do processo de fabricação “UOE” de tubos nas propriedades do aço. BOTT et al. (2005) .....	38
FIG. 4.3 Influência da deformação do processo UOE na tenacidade. BATISTA et al. (2003). .....	38
FIG. 5.1 Ilustração esquemática da bobina de indução.....	40
FIG. 5.2 Curvamento pelo processo de aquecimento por indução de alta frequência.....	40
FIG. 5.3 Distribuição esquemática de temperatura ao longo da espessura da parede do tubo. HU et al. (1997). .....	41
FIG. 5.4 Detalhes geométricos de uma curva.....	42

FIG. 5.5 Distribuição das deformações plásticas ao longo de uma curva 5D. MUTHMANN. e GRIMPE (2006) .....	42
FIG. 5.6 Relação do limite de resistência e da temperatura de transição dúctil-frágil (50% FATT) com o carbono equivalente ( $CE_{IIV}$ ). KONDO et al. (1994). .....	44
FIG. 5.7 Tamanho do grão austenítico do aço com e sem adição de Nb. KONDO et al. (1994). .....	45
FIG. 5.8 Efeito da taxa de aquecimento na temperatura de transformação ( $A_{C3}$ ) – H.F (faixa de temperatura que compreende o aquecimento por indução). HASHIMOTO et al. (1986). .....	46
FIG. 5.9 Efeito da taxa e da temperatura de curvamento no tamanho de grão austenítico. HASHIMOTO et al. (1986). .....	47
FIG. 5.10 (a) fração dos elementos de liga em equilíbrio em solução na austenita calculada pelos dois modelos (TPM e EPM). (b) fração molar de carbonitretos em equilíbrio como função da temperatura calculada pelos dois modelos (TPM e EPM) em diversos aços. (c) composição química em percentual em peso dos aços envolvidos. ....	48
FIG. 5.11 Equilíbrio químico dos carbonitretos complexos em aço ligado ao Nb, Ti e V. HONG et al. (2002). .....	49
FIG. 5.12 Efeito da velocidade de curvamento na dureza. KONDO et al. (1994) .....	49
FIG. 5.13 Efeito da taxa de resfriamento no limite de resistência do aço. ISHIKAWA et al. (2002). .....	51
FIG. 6.1 Ferrita bainita apresentando o delineamento dos contornos dos grãos austeníticos prévios. ZHAO et al. (2003). .....	53
FIG. 6.2 Ferrita acicular. ZHAO et al. (2003). .....	54
FIG. 6.3 Ferrita acicular. XIAO et al. (2006). .....	54
FIG. 6.4 Ferrita e perlita. ZHAO et al. (2003). .....	55
FIG. 6.5 Microconstituente MA. BOOT et al. (2005). .....	56
FIG. 7.1 Micrografias do tubo reto como recebido, linha neutra, intradorso e extradorso da curva. As barras de escala são de 10 $\mu$ m. BATISTA et al. (2005). .....	58
FIG. 7.2 Tenacidade em diversas partes da curvas comparadas com o tubo reto como recebido. BATISTA et al. (2005). .....	58

FIG. 7.3 Resistência mecânica em diversas partes do tubo curvado em comparação com o tubo reto original. L – longitudinal, T – transversal e ZT – zona de transição curva/tubo reto. BATISTA et al. (2005).	59
FIG. 7.4 Microestruturas no MEV. Ampliação de 2000X. Ataque com Nital 2,5%. FORTINI et al. (2008).	61
FIG. 7.5 Resultados dos ensaios de tração. FORTINI et al. (2008).	62
FIG. 7.6 Variação dos limites de escoamento e resistência em função dos tratamentos térmicos realizados. BATISTA et al (2007)	64
FIG. 7.7 Valores de energia absorvida em função da temperatura de austenitização. BATISTA et al (2007)	65
FIG. 8.1 Dimensões do tubo API 5L X80 utilizado no estudo.	66
FIG. 8.2 Detalhes das simulações realizadas no tubo reto.	67
FIG. 8.3 Posições do mapeamento metalográfico.	69
FIG. 8.4 Micrografias por microscopia ótica. FB - ferrita bainita, FA – ferrita acicular, FP – ferrita poligonal.	70
FIG. 8.5 Micrografias por microscopia eletrônica de varredura. FB - ferrita bainita, FP – ferrita poligonal, MA – martensita-austenita.	70
FIG. 8.6 Corpo de prova de tração (ASTM A370).	71
FIG. 8.7 Corpo de prova de impacto. Dimensões em milímetros.	72
FIG. 8.8 Mapeamento de dureza na seção transversal ao sentido longitudinal do tubo.	73
FIG. 8.9. Desenho esquemático de medição da dureza superficial POLDI.	73
FIG. 9.1 Micrografias do tubo como recebido por MEV. As imagens de 1 a 5 foram tomadas ao longo da espessura do tubo sendo a 1 mais próxima da superfície externa da parede. Sentido de laminação indicado pelas setas sobre as imagens.	75
FIG. 9.2 Micrografia ótica do tubo tratado a 980°C nas velocidades de 0,3, 0,9 e 1,4 mm/s.	78
FIG. 9.3 Micrografia eletrônica de varredura ao longo da espessura do tubo reto tratado a 980°C e nas velocidades de 0,3, 0,9 e 1,4 mm/s.	79
FIG. 9.4. Micrografia ótica do tubo reto tratado na velocidade de 0,9 mm/s e nas temperaturas de 900, 980 e 1080°C.	80

FIG. 9.5 Micrografia eletrônica de varredura ao longo da espessura do tubo reto tratado na velocidade de 0,9 mm/s e nas temperaturas de 900, 980 e 1080°C. ....	81
FIG. 9.6 Ensaios de tração no tubo reto submetido às velocidade de 0,3, 0,9 e 1,3 mm/s na temperatura de 980°C.....	82
FIG. 9.7 Ensaios de tração no tubo reto submetido às temperaturas de 900, 980 e 1080°C na velocidade de 0,9 mm/s.....	83
FIG. 9.8 Ensaios de Impacto referentes às simulações na temperatura de 980°C....	85
FIG. 9.9 Ensaios de Impacto referentes às simulações na velocidade de 0,9 mm/s.....	85
FIG. 9.10 Dureza na seção da parede do tubo submetido às simulações na temperatura constante de 980°C.....	86
FIG. 9.11 Dureza na seção da parede do tubo submetido às simulações na velocidade constante de 0,9 mm/s. ....	86
FIG. 9.12 Dureza superficial em HB para as simulações com variação de velocidade e temperatura constante em 980°C.....	87
FIG. 9.13 Dureza superficial em HB para as simulações com variação de temperatura e velocidade constante 0,9 mm/s.....	87
FIG. 9.14. Foto do tubo curvado – Extradorso.....	89
FIG. 9.15 Foto do tubo curvado - Intradorso.....	89
FIG. 9.16 Gráfico da temperatura registrada por pirômetro manual. ....	90
FIG. 9.17 Mapeamento da espessura ao longo da região curvada. ....	91
FIG. 9.18 Micrografia ótica do tubo curvado a 980°C e 0,9 mm/s. ....	92
FIG. 9.19. Micrografias por microscopia eletrônica do tubo curvado a 980°C e 0,9 mm/s.....	93
FIG. 9.20 Ensaio de tração na região curvada. ....	94
FIG. 9.21 Razão LE/LR e Alongamento obtidos na região curvada. ....	95
FIG. 9.22 Ensaio de Impacto no tubo curvado.....	96
FIG. 9.23 Dureza HV10 na seção da parede do tubo.....	96
FIG. 9.24 Ensaio de tração no tubo curvado com diferentes tratamentos térmicos – Direção Longitudinal.....	97

FIG. 9.25 Ensaio de tração no tubo curvado com diferentes tratamentos térmicos – Direção Transversal. ....	98
FIG. 9.26 Razão LE/LR e alongamento em tração para a direção longitudinal. ....	98
FIG. 9.27 Razão LE/LR e alongamento em tração para a direção transversal. ....	99
FIG. 9.28 Ensaio de impacto no tubo curvado com diferentes tratamentos térmicos. ....	100
FIG. 9.29. Dureza na seção da parede da curva com tratamento de revenimento. ....	101
FIG. 9.30 Dureza superficial da curva com tratamento de revenimento. ....	101
FIG. 10.1 Comparação em tração entre o tubo como recebido e tubo reto e curvado no mesmo ciclo térmico. ....	107
FIG. 10.2 Ensaio de Impacto realizado no tubo na condição recebida, no tubo reto tratado e na região curvada. ....	108

## LISTA DE TABELAS

TAB. 2.1 Composição química requeridas pela API 5L 2007. Dados em percentagem peso.....	22
TAB. 2.2 Classificação e requisitos dos aços para o nível PSL 2.....	24
TAB. 2.3 Energia mínima absorvida em impacto.....	24
TAB. 7.1 Simulação dos ciclos térmicos de curvamento e tratamento térmico.....	63
TAB. 8.1 Tabela de composição química do tubo utilizado em percentual em peso.....	66
TAB. 8.2 Parâmetros de velocidades e temperaturas utilizadas nas simulações.....	67
TAB. 9.1 Propriedades mecânicas do tubo mãe.....	74
TAB. 9.2 Razão do Limite de Escoamento pelo de Resistência e Alongamento na Temperatura de 980°C.....	84
TAB. 9.3 Razão Limites de Escoamento pelo de Resistência e Alongamento na velocidade de 0,9 mm/s.....	84

## LISTA DE ABREVIATURAS

$i_b$	Corrente elétrica na bobina de indução;
$i_t$	Corrente elétrica induzida ao tubo;
$d$	Diâmetro interno do tubo;
$D$	Diâmetro externo do tubo;
$A_{C_1}$	Temperatura da reação eutetóide do diagrama de equilíbrio Fe-C;
$A_{C_3}$	Temperatura de transformação alotrópica de fases em aços no aquecimento, da ferrita para austenita;
$A_{R_3}$	Temperatura de transformação alotrópica de fases em aços no resfriamento, da austenita para ferrita;
$M_s$	Temperatura de início da transformação martensítica;
$f_P$	Fração de precipitados na austenita;
$T_{nr}$	Temperatura de não recristalização;
$A_f$	Alongamento do corpo de prova de tração;
$A_{XC}$	Área da seção transversal útil do corpo de prova de tração;
$U$	Limite mínimo de resistência
$J$	Joule;
UOE	Etapas do processo de fabricação de tubos com costura (dobramento em “U”, fechamento em “O” e expansão “E”;
$CE_{Pcm}$	Carbono equivalente (Ito-Bessyo);
$CE_{IIW}$	Carbono equivalente (Instituto Internacional de Soldagem);
$n$	Tamanho da amostragem;
$\bar{x}$	Média da amostragem;
$t$	Confiança desejada;
$S$	Desvio padrão da amostragem;

- HB<sub>P</sub> Dureza Brinell da barra padrão;
- HB<sub>C</sub> Dureza Brinell da superfície a ser avaliada;
- C<sub>P</sub> Diâmetro da calota na barra padrão;
- C<sub>S</sub> Diâmetro da calota na superfície a ser avaliada.

## LISTA DE SIGLAS

API	Instituto Americano do Petróleo;
ISO	Organização Internacional de Normas;
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas;
SAW	Soldagem a arco submerso;
SAWL	Soldagem longitudinal a arco submerso;
ZTA	Zona termicamente afetada;
MA	Microconstituente martensita-austenita;
TPM	Modelo Termodinâmico do Parâmetro Dois
ETM	Modelo Termodinâmico do Parâmetro Onze
HV	Dureza Vicker;
HV10	Dureza Vicker em 10 kgf.
HB	Dureza Brinell;
MEV	Microscópio eletrônico de varredura;
MO	Microscópio ótico;
LE	Limite de escoamento;
LR	Limite de resistência;;
CCT	Diagrama de transformação em resfriamento contínuo;
TTT	Diagrama de transformação-tempo-temperatura;
RBC	Rede Brasileira de Calibração.
WPM	Heckert Veb Werkstoffprofmaschinen
NIST	Instituto Americano de Normas e Tecnologia
ZT	Zona de transição entre a parte reta da curva e a região curvada

## RESUMO

Este trabalho teve como objetivos avaliar a influência dos parâmetros do processo de curvamento de tubos a quente por indução, velocidade e temperatura, e o tratamento térmico de revenimento pós-curvamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas e estabelecer condições ótimas de fabricação de uma curva a partir de um tubo da classe API 5L X80.

Foi utilizado para o estudo, um tubo de 12 metros de 34" (863,6 mm) de diâmetro e 0,750" (19,05 mm) de espessura, fabricado pelo processo UOE, cuja chapa foi confeccionada pelo processo de laminação controlada sem o uso da técnica de resfriamento acelerado com  $CE_{IIW}$  de 0,43% em peso.

Para avaliar as propriedades mecânicas do aço em função dos parâmetros de curvamento foi necessário que um dos parâmetros variasse e os demais se mantivessem constantes. Para isto, simulações do processo de curvamento foram realizadas com o tubo como recebido, em que este foi submetido à diferentes parâmetros do processo sem a realização de curvamento para eliminar o efeito da deformação plástica no aço. Estas simulações foram realizadas na temperatura de 980°C, aplicando as velocidades de 0,3, 0,9 e 1,4 mm/s. Para a velocidade de 0,9 mm/s, utilizou ainda as temperaturas de 900 e 1080°C. Após encontrar os parâmetros que otimizaram as propriedades mecânicas do aço, estes foram utilizados para realização de um curvamento 5D (5 vezes o diâmetro) neste mesmo tubo. A região curvada e o tubo na condição recebida foram tratados termicamente por revenimento nas temperaturas de 400, 500 e 600°C por uma hora com resfriamento ao ar calmo. Ensaio mecânicos de tração, impacto Charpy e dureza HV10 na seção transversal e superficial à parede do tubo foram realizados em todos os estágios e condições mencionadas acima.

Como resultado das simulações, verificou-se que o aço teve suas propriedades otimizadas e os requisitos especificados pelas normas atendidos para a seguinte condição: temperatura de 980°C e velocidade de 0,9 mm/s. Estes parâmetros foram, portanto, selecionados para a realização do curvamento do tubo. Após o curvamento, o limite de escoamento do aço ficou abaixo do limite mínimo especificado e a dureza superficial ficou acima do limite máximo. Porém, quando o tubo curvado foi submetido ao tratamento térmico de revenimento a 400°C, todas as propriedades do aço atenderam aos critérios especificados pela norma API 5L.

**Palavras-chave:** Aços de Alta Resistência e Baixa Liga, API 5L X80, Curvamento por Indução, Tratamento Térmico de Revenimento, Propriedades Mecânicas.

## ABSTRACT

The aims of this work were to evaluate the influence of the hot induction bending process parameters, speed and temperature and the post bend tempering heat treatment on the microstructure and the mechanical properties and to establish optimal conditions for manufacturing a bend from a pipe API 5L X80 class.

It was used for this study 12 meters pipe length of 34" (863,6 mm) diameter and 0,750" (19,05 mm) wall thickness. This pipe was manufactured by UOE process from plates produced by controlled rolling process without accelerated cooling with  $CE_{IIV}$  0,43% in weight.

To evaluate the mechanical properties it was necessary to vary only one parameter and the others remain constant. So many simulations of the bending process were carried out without bending in order to eliminate plastic deformation effects. These simulations were carried out at 980 degrees Celsius applying 0.3, 0.9 and 1.4 mm/s and with 0.9 mm/s it was carried out at 900 and 1080 degrees Celsius, in order to find the best mechanical properties. After these simulations was carried out a 5D (5 times the diameter) bend with the optimized parameters. The bend and the straight parts were tempered at 400, 500 and 600 degrees Celsius for one hour and then air cooled. Surface hardness tests, Through-Thickness Hardness Tests (HV 10), tensile tests and Charpy V-notch impact tests were performed in all conditions and stages above mentioned.

As simulations results were verified that the steel reached all required standard properties in an optimized simulation condition performed in 980 degrees Celsius and 0.9 mm/s. These parameters were selected to carry out the bend. After bend the yield strength was lower than the minimum limit and the surface hardness was higher than the limit. Nevertheless, after performed the tempering at 400 degrees Celsius the material reached all required standard properties, in accordance with API 5L standard.

**Key words:** High Strength low alloy steel, API 5L X80, Induction bending, Tempering Heat treatment, Mechanical Properties.

## 1 INTRODUÇÃO

A produção e o consumo de petróleo, gás e derivados no Brasil estão crescendo cada vez mais e é preciso que a tecnologia utilizada no transporte e transferência desses produtos acompanhe este crescimento. Os anseios da comunidade de dutos consistem em aumentar as pressões de operação e diâmetros dos dutos sem aumentar a espessura de parede. Para isto, melhorias nas propriedades dos aços dos dutos devem ser desenvolvidas em termos de resistência mecânica sem comprometer a tenacidade e a soldabilidade. Os benefícios vão desde a economia de aço, reduzindo o peso e, dessa forma, os custos na compra dos tubos, no transporte, na construção e na montagem do duto. Isto requer aumento na resistência do aço, sem comprometer sua tenacidade e a soldabilidade. Para isto, novas técnicas nos processos de fabricação de aços vêm sendo desenvolvidas ano após ano. Podemos citar, por exemplo, o desenvolvimento da laminação controlada que possibilitou a fabricação de aços de altíssima qualidade sem a necessidade de tratamento térmico posterior. Posteriormente, o método de resfriamento acelerado no final da laminação a quente que garante aços de excelentes propriedades mecânicas com redução do teor de carbono equivalente.

BATISTA et al. (2005) comentaram que é muito comum nas obras de dutos no Brasil, os tubos serem comprados antes mesmo da análise detalhada do perfil do terreno. Em muitas das vezes, a escolha da composição química do aço é determinada pela necessidade de se obter boa soldabilidade e não é levada em consideração a capacidade do mesmo ser curvado a quente, uma vez que sua resistência é diretamente relacionada com a sua composição química. Sendo assim, aços de tubos que são destinados ao curvamento a quente podem não possuir adição de elementos de liga suficiente para garantir as propriedades requeridas por sua norma de fabricação. Este fato dificulta o processo de curvamento, uma vez que a quantidade de tubos curvados a quente é muito pequena e não justificaria a produção de uma corrida especial.

BATISTA et al. (2005) comentaram também que, numa construção de um duto, dependendo do perfil do terreno, cerca de 30% dos tubos podem ser curvados. A

preferência é pelo curvamento a frio, já que este pode ser realizado no campo. SILVA et al. (2008) obtiveram uma curva de 19° e raio de 27 vezes o diâmetro do tubo (27D), através de um equipamento hidráulico, em um tubo de aço da classe API 5L X80. Porém, quando o raio de curvamento é muito pequeno, torna-se necessário que o tubo seja curvado a quente, por meio de um processo que consiste em aquecimento por indução eletromagnética de alta frequência. Desta forma é possível obter curvas, geralmente, com raio de até três vezes o diâmetro (3D) para aplicações em dutos terrestres e submarinos. Este processo prevê, em curto período de tempo, um aquecimento rápido e localizado seguido pelo curvamento e posteriormente, resfriamento rápido da seção do tubo interrompendo-se então, a deformação plástica. Apesar de todo o processo de aquecimento, curvamento e resfriamento não ultrapassar de um minuto, pode provocar alterações microestruturais significativas no aço e, conseqüentemente, alterações nas propriedades mecânicas. Para que o material atenda às propriedades requeridas pela sua especificação, é necessário que se ajustem os parâmetros de curvamento e do posterior tratamento térmico para que se otimizem suas propriedades mecânicas.

## 1.1 CENÁRIO DE MERCADO

Os tubos mais freqüentemente utilizados para transporte de gás a alta pressão são os de aços da classe API 5L de graus X60, X65, X70 e X80. A utilização de tubos da classe API 5L X80 em dutos de grandes diâmetros é ainda restrita a alguns países desenvolvidos como Estados Unidos, Canadá, países da Europa e Ásia. No Brasil, a utilização de tubos desta especificação, ainda está em desenvolvimento. Estudos com sucesso de curvamento a frio em um tubo deste aço já foram realizados, como mostra o trabalho do SILVA et al. (2008) apresentado no 63° Congresso Anual da ABM. Porém, o processo de curvamento a quente por indução de alta frequência, utilizado para curvamento de pequenos raios, ainda precisa ser melhor investigado.

## 1.2 OBJETIVO

Os aços API 5L X80 possuem uma microestrutura muito particular por serem fabricados sob condições de laminação controlada extremamente otimizadas. Quando este material é submetido ao processo de curvamento, sua microestrutura é totalmente modificada e, conseqüentemente, suas propriedades mecânicas. Por isto, existem dificuldades em se trabalhar com estes aços de alta resistência, em processo de curvamento por indução, por possuírem baixa adição de elementos de liga. Os objetivos deste estudo foram aprofundar o conhecimento atual sobre a correlação dos parâmetros do processo de curvamento, temperatura e velocidade e o posterior tratamento térmico de revenimento, com a microestrutura e as propriedades mecânicas de tubos de alta resistência mecânica e estabelecer condições ótimas de fabricação de uma curva a partir de um tubo da classe API 5L X80.

## 2 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS API 5L

A principal norma que especifica requerimentos para fabricação de tubos para uso em transportes de petróleo e gás natural é a API 5L, elaborada pelo Instituto Americano de Petróleo. A norma classifica os aços por dois principais níveis de qualidade: PSL 1 e PSL 2 (Product Specification Level). Os níveis de qualidade se diferem, basicamente, pela composição química e pelas propriedades mecânicas.

Para o PSL 2, nível de qualidade do aço utilizado neste trabalho, em que o percentual de carbono for igual ou menor que 0,12%, o carbono equivalente do material deve ser determinado pela equação abaixo, citada pela norma API 5L:

$$CE_{Pcm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

Para teores de carbono superiores a 0,12%, o carbono equivalente deve ser calculado pela seguinte fórmula, também citada pela norma API 5L:

$$CE_{Iw} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15}$$

A composição química para a fabricação dos aços conforme o nível de qualidade PSL 2 é de acordo com a tabela 5 da API 5L 2007 e descrita na TAB. 2.1.

TAB. 2.1 Composição química requerida pela API 5L 2007. Dados em percentagem peso.

Grau	Composição química em percentual máximo										
	C <sup>b</sup>	Si	Mn <sup>b</sup>	P	S	V	Nb	Ti	Outros	CE <sub>Iw</sub>	CE <sub>Pcm</sub> <sup>a</sup>
B	0,22	0,45	1,20	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	d	0,43	0,25
X42	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	d	0,43	0,25
X46	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	d	0,43	0,25
X52	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	c	c	c	d	0,43	0,25
X56	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	c	c	c	d	0,43	0,25
X60	0,12	0,45 <sup>e</sup>	1,60 <sup>e</sup>	0,025	0,015	f	f	f	g	0,43	0,25
X65	0,12	0,45 <sup>e</sup>	1,60 <sup>e</sup>	0,025	0,015	f	f	f	g	0,43	0,25
X70	0,12	0,45 <sup>e</sup>	1,70 <sup>e</sup>	0,025	0,015	f	f	f	g	0,43	0,25
X80	0,12	0,45 <sup>e</sup>	1,85 <sup>e</sup>	0,025	0,015	f	f	f	h	0,43 <sup>f</sup>	0,25
X90	0,10	0,55	2,10 <sup>e</sup>	0,020	0,010	f	f	f	h		0,25
X100	0,10	0,55	2,10 <sup>e</sup>	0,020	0,010	f	f	f	h,i	----	0,25
X120	0,10	0,55	2,10 <sup>e</sup>	0,020	0,010	f	f	f	h,i		0,25

Notas:

<sup>a</sup> Para tubos sem costura com espessura maior ou igual a 20,0 mm, o limite de carbono equivalente é por acordo entre fabricante e comprador. O limite  $CE_{IIW}$  é aplicável se o percentual de carbono for superior a 0,12% e o limite  $CE_{PCM}$  é aplicável se o percentual de carbono for menor ou igual a 0,12%;

<sup>b</sup> Para cada redução de 0,01% de carbono abaixo do máximo especificado, um aumento de 0,05% de Mn acima do máximo especificado é permitido até no máximo de 1,65% para os graus B até X52, até 1,75% para graus superiores a X52 até X70, até 2,00% para graus superiores a X70 até X80 e até 2,20% para graus superiores;

<sup>c</sup> A soma de nióbio, vanádio e titânio não poderão exceder a 0,15%;

<sup>d</sup> A menos que acordado entre fabricante e comprador, são permitidos máximos de 0,50% de cobre, 0,30% de níquel, 0,30% de cromo e de 0,15% de molibdênio;

<sup>e</sup> A menos que acordado entre fabricante e comprador;

<sup>f</sup> A menos que acordado entre fabricante e comprador, a soma da concentração do nióbio, vanádio e titânio deve ser  $\leq 0,15\%$ ;

<sup>g</sup> A menos que acordado entre fabricante e comprador, são permitidos máximos de 0,50% de cobre, 0,50% de níquel, 0,50% de cromo e 0,50% molibdênio;

<sup>h</sup> A menos que acordado entre fabricante e comprador, são permitidos máximos de 0,50% de cobre, 0,50% de cromo, 0,50% de molibdênio e 1,00% de níquel;

<sup>i</sup> Máximo de 0,004% de boro.

A classificação dos aços API 5L PSL 2 é de acordo com a resistência mecânica, conforme tabela 7 da norma API 5L 2007 e descrita na TAB. 2.2

A razão da tensão de escoamento pelo limite de resistência não deverá ser superior a 0,93 para os graus de B até X80, e 0,95 para X90, 0,97 para X100 e 0,99 para o X120.

O alongamento mínimo em tração requerido pela norma API 5L é calculado conforme a equação abaixo:

$$A_f = 1940 \frac{A_{xc}^{0,2}}{U^{0,9}}$$

Sendo que  $A_{xc}$  é o menor valor entre 485 mm<sup>2</sup> e a área da seção transversal útil do corpo de prova dada em mm<sup>2</sup> e U é o limite de resistência mínimo dado em MPa.

TAB. 2.2 Classificação e requisitos dos aços para o nível PSL 2.

Grau	Tensão Mínima de Escoamento		Tensão Máxima de Escoamento		Limite Mínimo de Resistência		Limite Máximo de Resistência	
	psi	MPa	psi	MPa	psi	Mpa	psi	MPa
BM	35.500	245	65.300	450	60.200	415	110.200	760
X42M	42.100	290	71.800	495	60.200	415	110.200	760
X46M	46.400	320	76.100	525	63.100	435	110.200	760
X52M	52.200	360	76.900	530	66.700	460	110.200	760
X56M	56.600	390	79.000	545	71.100	490	110.200	760
X60M	60.200	415	81.900	565	75.400	520	110.200	760
X65M	65.300	450	87.000	600	77.600	535	110.200	760
X70M	70.300	485	92.100	635	82.700	570	110.200	760
X80M	80.500	555	102.300	705	90.600	625	119.700	825
X90M	90.600	625	112.400	775	100.800	695	132.700	915
X100M	100.100	690	121.800	840	110.200	760	142.700	990
X120M	120.400	830	152.300	1050	132.700	915	166.100	1145

A letra “M” presente nos graus citados na TAB. 2.2 classifica o processo de fabricação do tubo. Para este caso, são tubos fabricados a partir de chapas confeccionadas por laminação controlada. Para fins práticos, a letra M será omitida nas citações dos graus neste trabalho quando se tratar de tubos fabricados por chapas oriundas de laminação controlada.

A energia mínima absorvida em impacto deve ser conforme a tabela 8 da API 5L apresentada na TAB. 2.3.

TAB. 2.3 Energia mínima absorvida em impacto.

Diâmetro Externo do tubo em mm	Energia mínima em J						
	< X60	> X60 ≤ X65	> X65 ≤ X70	> X70 ≤ X80	> X80 ≤ X90	> X90 ≤ X100	> X100 ≤ 120
< 508	27	27	27	40	40	40	40
>508 ≤762	27	27	27	40	40	40	40
> 762 ≤ 914	40	40	40	40	40	54	54
> 914 ≤ 219	40	40	40	40	40	54	68
> 1219 ≤ 1422	40	54	54	54	54	68	81
> 1422 ≤ 2134	40	54	68	68	81	95	108

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 AVANÇOS TECNOLÓGICOS NO PROCESSO DE LAMINAÇÃO DE CHAPAS

O uso de laminação controlada é fundamental para que os aços de baixa liga venham a apresentar elevada resistência mecânica e tenacidade. Como se sabe, esse processo termomecânico é iniciado pelo reaquecimento das placas sob altas temperaturas, geralmente em torno de 1150°C, de forma a permitir plena solubilização dos carbonetos e carbonitretos. Essa etapa é seguida da deformação a quente da placa, onde ocorre recristalização dinâmica e plena da austenita. Após o esboço ter atingido uma determinada espessura, a laminação é interrompida, seguindo-se por um período de espera até que o material atinja a temperatura onde a austenita não mais se recristaliza devido às precipitações de carbonitretos ocorridas em seus contornos de grão. A partir daí então, ocorre a etapa final de deformação, onde a ausência de recristalização na austenita provoca o encruamento de seus grãos e, dessa forma, um intensificado refino de grão ferrítico, o qual eleva simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade do aço (GORNI e MEI, 2003).

HILLENBRAND et al. (2001) comentaram que nos anos setenta, a laminação convencional a quente seguida de normalização foi substituída pela laminação controlada, surgindo então, aços de grau X70 microligados ao nióbio e vanádio com uma considerável redução do teor de carbono. Uma melhoria no processo de laminação aconteceu nos anos oitenta, quando foi desenvolvido o método do resfriamento acelerado permitindo então, a obtenção de aços de alta resistência como o de grau X80, com excelente tenacidade e soldabilidade. Adições de molibdênio, nióbio e titânio permitem ainda, a produção de aços com resistência que podem atingir níveis de X100, quando estes são processados por laminação controlada associada ao resfriamento acelerado. Esta evolução pode ser melhor entendida observando-se a FIG. 3.1. Essa figura mostra a evolução dos graus de resistência à medida que o aço se enriquecia com elementos de liga. Estes avanços

tecnológicos nos processos de laminação permitiram não somente a obtenção de aços de altíssima resistência mecânica, mas também, melhorias em sua tenacidade e, conseqüentemente, em sua soldabilidade.

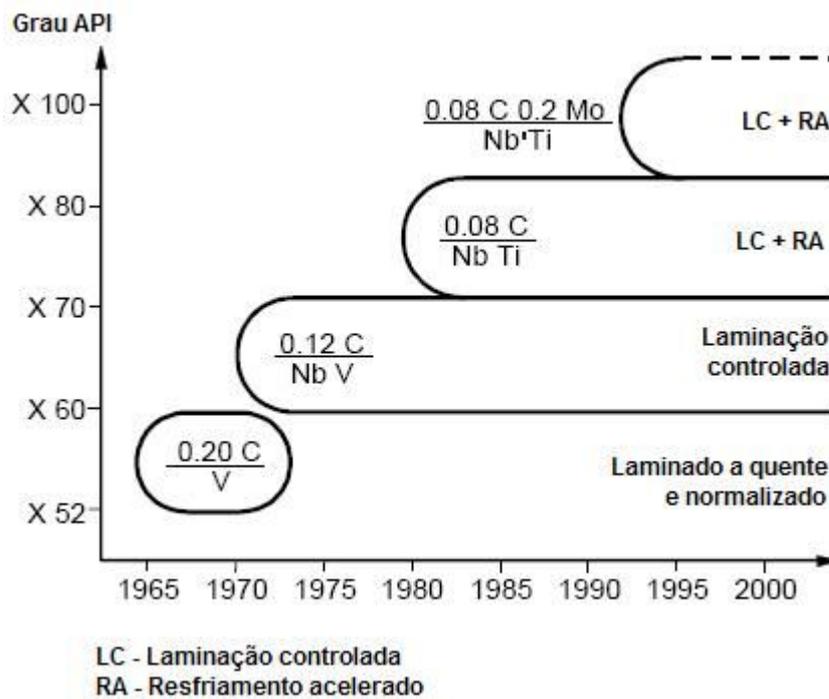


FIG. 3.1 Desenvolvimento de aços de alta resistência. Adaptado de HILLENBRAND (2001).

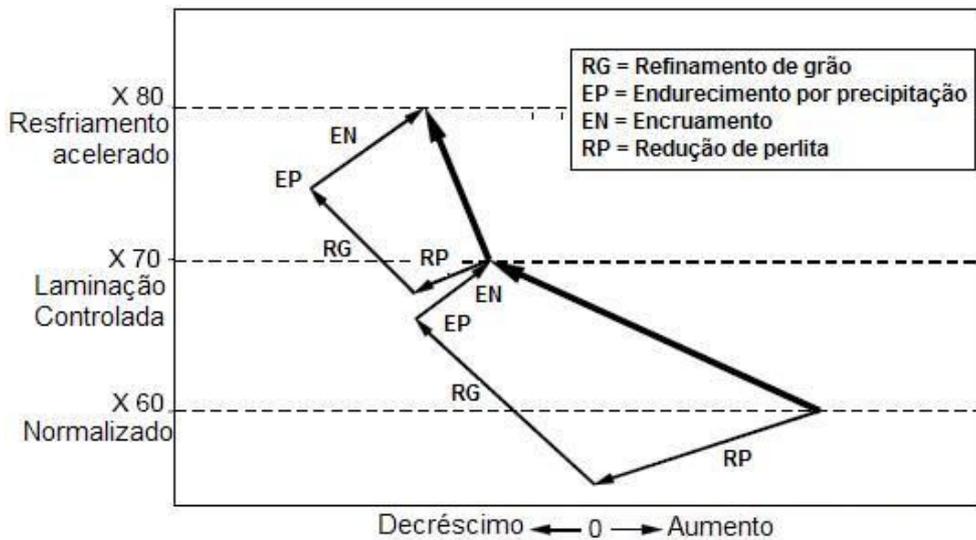


FIG. 3.2 Efeitos microestruturais para alcançar propriedades de resistência e tenacidade. Adaptado de HILLENBRAND et al. (2001).

Segundo HILLENBRAND et al. (2001), as variáveis microestruturais como densidade de discordâncias, contornos de grão e precipitações de segunda fase governam as propriedades mecânicas dos aços. Baseando-se nesta idéia, mostraram esquematicamente na FIG. 3.2, como a combinação de diferentes tipos de microestrutura contribui para o aumento da resistência mecânica e tenacidade dos aços. O aço de grau X60, desenvolvido nos anos sessenta, possui composição química contendo em torno de 0,2% de carbono, 1,55% de manganês e 0,12% de vanádio. A laminação controlada, utilizada na produção dos aços de grau X70, provocou uma significativa redução de tamanho de grão ferrítico, garantindo ao aço uma melhoria significativa em ambas as propriedades de resistência mecânica e tenacidade (HILLENBRAND et al., 2001). A perda de resistência mecânica pela redução da quantidade de perlita pode ser contrabalanceada pelo endurecimento por precipitação e pelo encruamento. A redução da quantidade de perlita (substituição da perlita pela bainita), refino de grão, encruamento e endurecimento por precipitação contribuem individualmente para o desenvolvimento do aço de grau X70 com melhor soldabilidade e menor temperatura de transição dúctil-frágil. E o desenvolvimento do aço de grau X80 pode ser explicado pela mudança da microestrutura de ferrítica-perlítica para ferrítica-bainítica obtida através do uso da técnica de resfriamento acelerado adicionado ao processo de laminação controlada. Em comparação com o aço de grau X70, o X80 tem uma redução de carbono ainda mais significativa, uma maior redução do tamanho de grão e um aumento na densidade de discordâncias (HILLENBRAND et al., 2001).

O uso do sistema de resfriamento acelerado no processo de laminação controlada pode ser melhor entendido no diagrama da FIG. 3.3 proposto por HILLENBRAND et al. (2001). Este sistema pode ser aplicado por duas vezes ao longo do processo da laminação controlada. A operação de resfriamento acelerado 1 indicado na figura realça o refino de grão da ferrita, enquanto a operação 2 impede a formação de perlita durante o resfriamento. Desse modo, conseguem-se melhorias na homogeneidade da microestrutura final do aço laminado (HILLENBRAND et al., 2001).

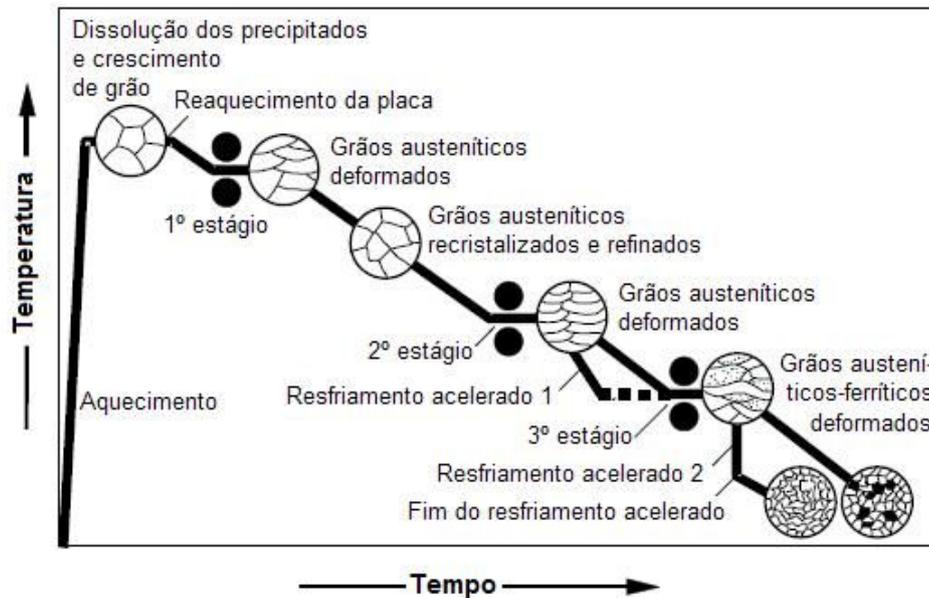


FIG. 3.3 Ilustração esquemática da laminação controlada com e sem o processo de resfriamento acelerado. Adaptado de HILLENBRAND et al. (2001).

A FIG. 3.4 mostra um exemplo que diferencia o efeito do processo de resfriamento acelerado após o segundo e o terceiro estágio da laminação na microestrutura comparada à laminação convencional. A microestrutura oriunda da laminação convencional apresentou ilhas de perlita na região média da espessura da chapa. Com a aplicação dos dois estágios de resfriamento rápido, não somente o grão ferrítico ficou mais refinado, mas também a perlita foi substituída por bainita. A microestrutura de uma chapa de aço fabricada através da laminação controlada com resfriamento rápido apresentou melhor homogeneidade e superiores propriedades de resistência e tenacidade (HILLENBRAND et al., 2001).

A diferença morfológica básica entre a ferrita poligonal e a bainita está ilustrada na FIG. 3.5 que mostra micrografias realizadas por microscopia eletrônica de transmissão. O tamanho de grão efetivo da bainita é consideravelmente inferior ao da perlita e não pode ser determinado por microscopia ótica, porque seus contornos de baixo ângulo são dificilmente discernidos (HILLENBRAND et al., 2001).

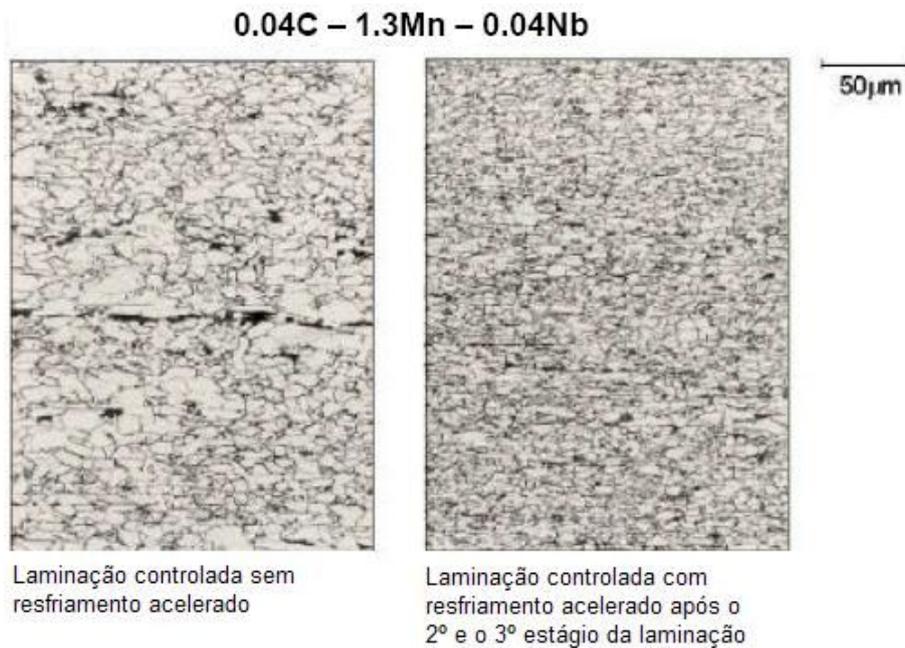


FIG. 3.4 Efeito do resfriamento acelerado na microestrutura de aços processados por laminação controlada. HILLENBRAND et al. (2001)

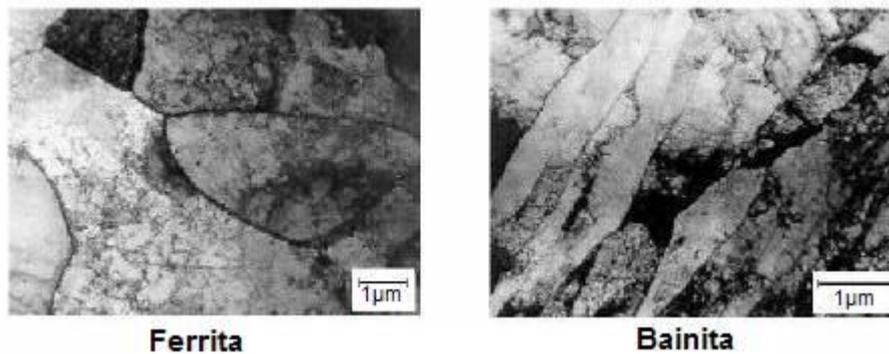


FIG. 3.5 Microestruturas de ferrita e bainita por microscópio eletrônico de transmissão. HILLENBRAND et al. (2001)

Como a técnica de resfriamento acelerado ainda que não seja aplicável por todas as usinas siderúrgicas, BOTT et al. (2005) demonstraram que é também possível conseguir aços de grau X80 pelo processo de laminação controlada sem o uso de resfriamento acelerado. Para isto é necessário um ajuste criterioso de composição química e otimização dos parâmetros de laminação. Para aumentar a resistência mecânica sem uma significativa perda de tenacidade, uma alta fração volumétrica de bainita é desejável. Isto é obtido na prática pelo aumento da temperabilidade do material através de adição de elementos de liga como Mn, Mo e Ni, que efetivamente retarda a transformação austenita/ferrita (BOTT et al., 2005).

A vantagem em se utilizar tubos de alta resistência no processo de curvamento por indução produzidos por chapas oriundas do processo de laminação controlada tradicional é que estes aços possuem elevadas adições de elementos de liga quando comparados com os que são fabricados com resfriamento acelerado. Isto garante maior temperabilidade do aço, e conseqüentemente, maior resistência do aço quando o tubo é curvado a quente.

### 3.2 PARÂMETROS DA LAMINAÇÃO A QUENTE DE CHAPAS

Os parâmetros de processo na laminação controlada atuam decisivamente na microestrutura final do material, cujas características por sua vez, influenciam nas suas propriedades. As propriedades do aço são relacionadas com as variáveis metalúrgicas como, por exemplo, o tamanho de grão, densidade de discordâncias, fases presentes, precipitações e estas, por sua vez, são diretamente influenciadas pelos parâmetros de laminação. Dentre os parâmetros que influenciam diretamente nas propriedades dos aços, os essenciais são citados nos subitens seguintes.

#### 3.2.1 TEMPO E TEMPERATURA DE REAQUECIMENTO DA PLACA

O reaquecimento da placa anterior à laminação de desbaste tem como objetivo de aumentar a plasticidade do material além de promover a solubilização dos carbeto e carbonitretos no aço. Quanto maior o tempo de reaquecimento, maior será a temperatura a que a placa será progressivamente submetida, aumentando o grau de solubilização dos elementos de microliga. Os elementos de liga dissolvidos na matriz austenítica capazes de formar compostos intermetálicos se precipitam na ferrita durante o resfriamento da chapa laminada, contribuindo significativamente para o endurecimento do material (GORNI, et al.(2002). GORNI et al. (2002) puderam comprovar este fato durante a laminação de chapas grossas ligadas ao Nb-Ti. A FIG. 3.6 mostra, efetivamente, que os limites de escoamento e de resistência da chapa laminada se elevam com tempo de enformamento.

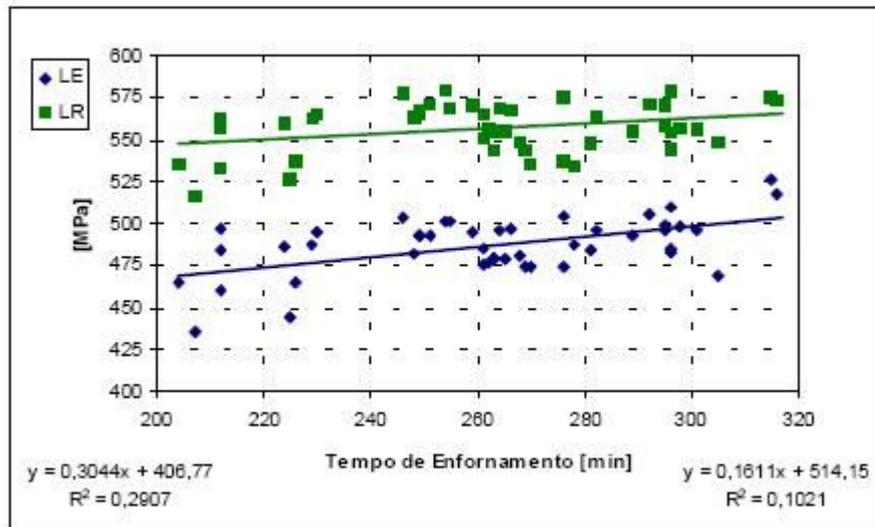


FIG. 3.6 Elevação dos limites de escoamento e resistência provocados pelo tempo de reaquecimento da placa. GORNI et al. (2002).

### 3.2.2 REDUÇÃO DE ESPESSURA DA PLACA PARA A CHAPA

Quanto maior o grau de deformação a quente, mais refinada será a microestrutura do aço da chapa. Este fato foi confirmado por GORNI et al. (1995), numa experiência em que se variou o grau de deformação, obtendo chapas de diversas espessuras a partir de placas de aço ligadas ao Nb-Ti com dimensões idênticas. Alguns de seus resultados foram plotados na FIG. 3.7, que mostra que o aumento no grau de redução da espessura levou ao refino de grão do produto final e este por sua vez, aumentou os limites de escoamento e de resistência do aço.

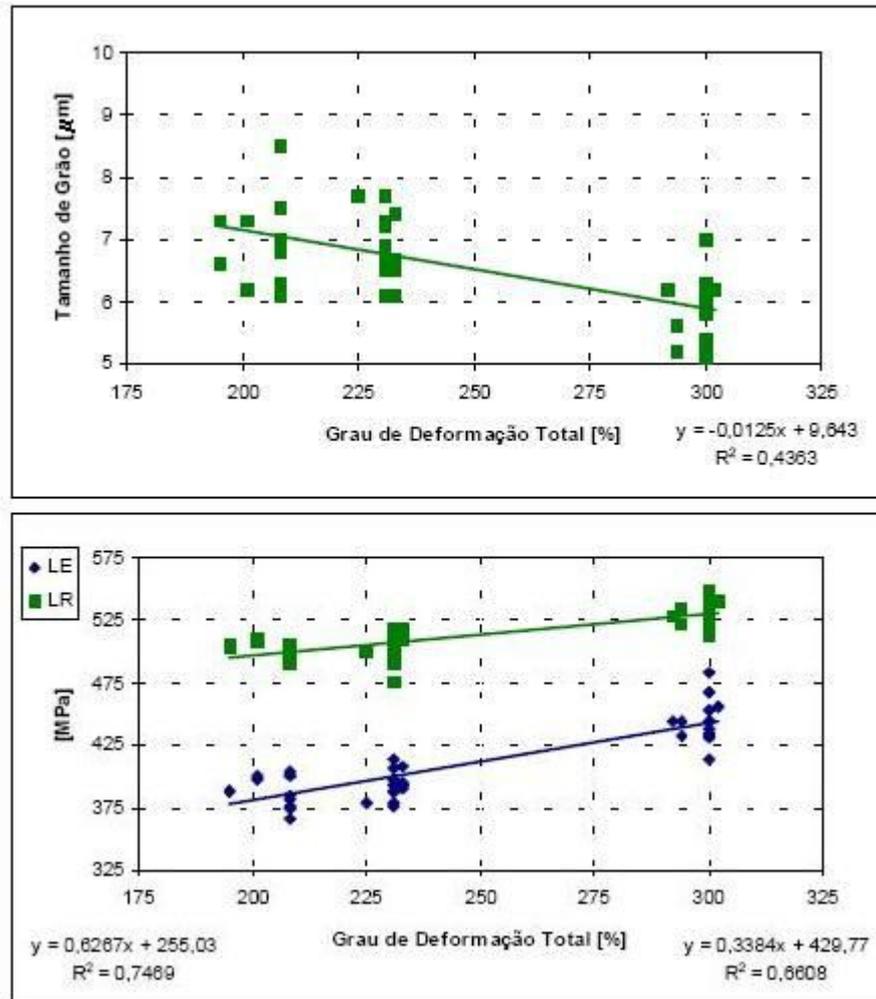


FIG. 3.7 Aumento no refinamento de grão e nos limites de escoamento e resistência provocados pelo grau de deformação. GORNI et al. (2002).

### 3.2.3 TEMPERATURA FINAL DE LAMINAÇÃO

Como se sabe, a temperatura final de laminação influencia tanto na microestrutura como nas propriedades mecânicas dos aços. Segundo GORNI et al. (2002), seu efeito é de difícil previsão, pois há casos contraditórios por razões de composição química e/ou condições de processamento. GORNI et al. (2002) mostraram que a redução da temperatura de acabamento de 950°C para 750°C refinou o tamanho de grão ferrítico significativamente e elevou a resistência mecânica de um aço microligado ao NbTi, como mostra a FIG. 3.8. Este efeito tende a intensificar se a deformação final ocorrer na região intercrítica, ou seja, abaixo da

temperatura  $A_{r3}$ . A ferrita que se forma durante uma deformação progressiva sem restauração significativa posterior, aumenta acentuadamente a resistência mecânica do aço (GORNI et al., 2002).

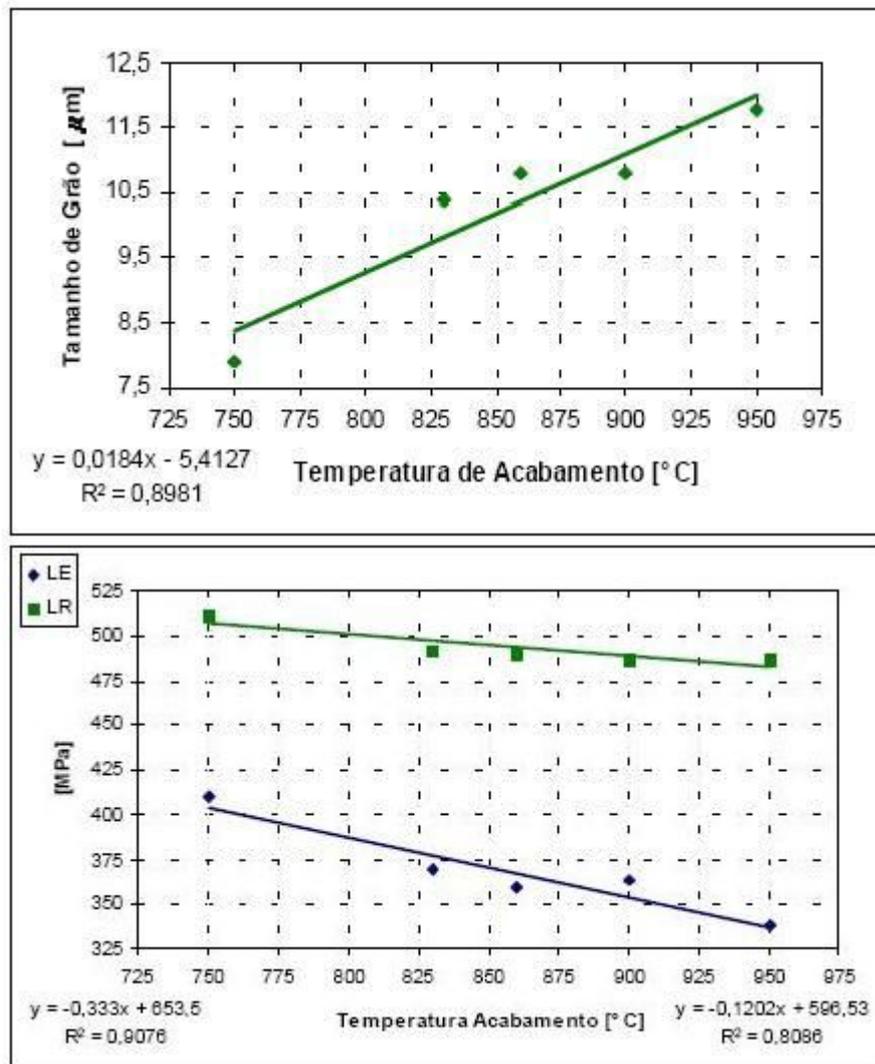


FIG. 3.8 Aumento do tamanho de grão e a redução dos limites de escoamento e de resistência com o a temperatura. GORNI et al. (2002).

### 3.2.4 RESFRIAMENTO ACELERADO

Segundo GORNI et.al. (2006), a taxa de resfriamento e a temperatura final de resfriamento podem ser empregadas em diferentes formas como apresentadas esquematicamente na FIG. 3.9, onde as taxas de resfriamentos aplicadas na chapa estão relacionadas com a temperatura das mesmas. No caso do resfriamento

acelerado interrompido, FIG. 3.9(a), este se inicia logo após o término da laminação em torno de 800°C e termina numa temperatura intermediária em torno de 500°C, seguindo-se o resfriamento ao ar. No caso de têmpera direta, FIG. 3.9(b), o resfriamento ocorre de forma mais intensa, terminando sob temperaturas relativamente baixas em torno de 200°C de forma a viabilizar a obtenção de uma microestrutura martensítica. E por fim, a têmpera direta com autorrevenimento, FIG. 3.9(c), realizado pela recalescência da chapa promovida pelo seu núcleo ainda aquecido.

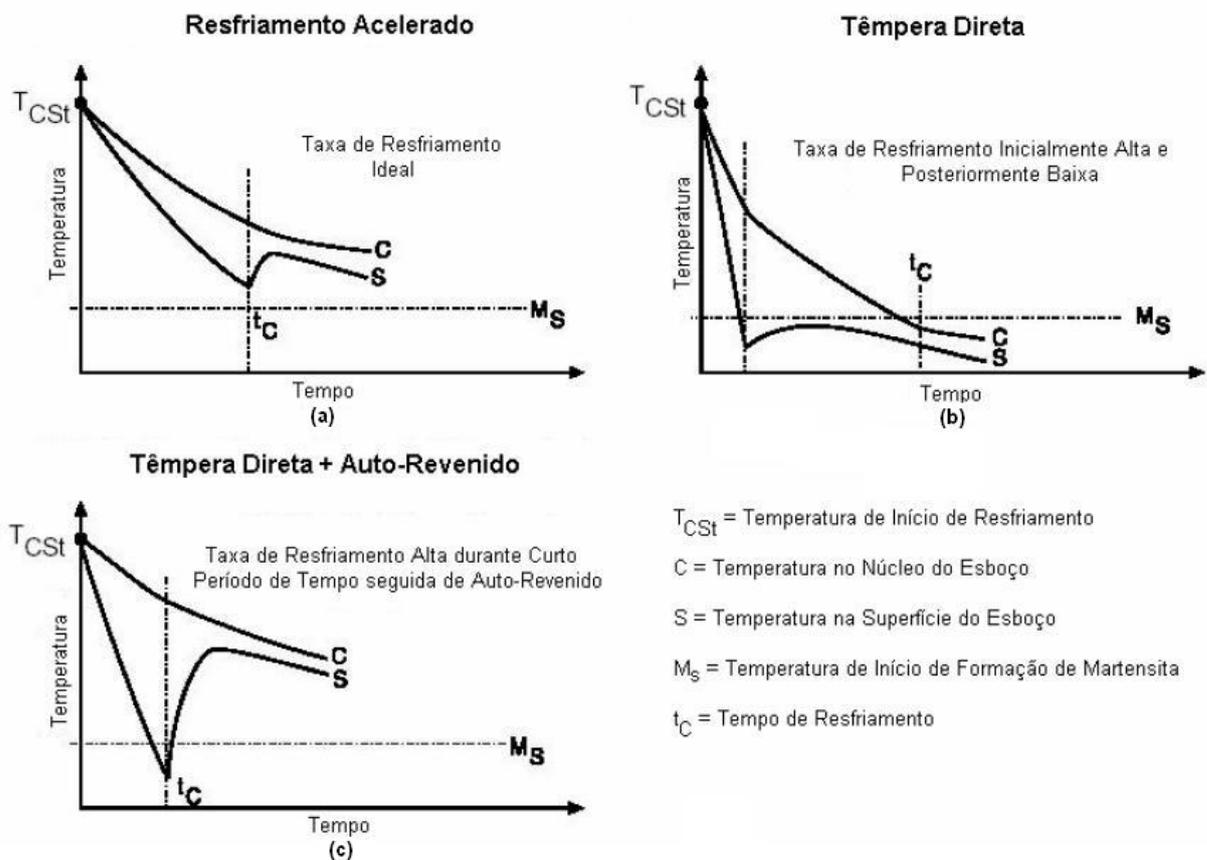


FIG. 3.9 Variantes do processo de resfriamento acelerado: a) resfriamento acelerado interrompido; b) têmpera direta; c) têmpera direta e auto-revenimento. GORNI et al. (2006).

O uso desta técnica permite uma redução significativa de carbono e garante ao aço, alta resistência e boa tenacidade. O resfriamento rápido reduz o tempo disponível para a difusão do carbono durante a transformação da austenita. Isto evita a segregação deste elemento para a parte central da chapa, minimizando a formação de microconstituintes duros que são um ponto fraco para a ocorrência de

fragilização por hidrogênio em tubulações que conduzem fluidos com alto teor de H<sub>2</sub>S (GORNI et al., 2006).

## 4 FABRICAÇÃO DE TUBOS PELO PROCESSO UOE

### 4.1 PROCESSO DE FABRICAÇÃO

“UOE” é um dos processos de fabricação de tubos a partir de chapa. A sigla “UOE” representa exatamente as etapas do processo. A primeira etapa deste processo consiste no dobramento da chapa no formato de “U” e em seguida o “U” é conformado em “O”. A etapa seguinte é a soldagem das extremidades da chapa pelo processo de arco submerso (SAW – “Submerged Arc Welding”). Após a soldagem, o tubo é submetido a uma expansão (“E”), que tem a finalidade de ajustar o seu diâmetro às tolerâncias da norma API 5L. Porém, antes e após a etapa de expansão, a solda é submetida a testes de ultrassom para verificar possíveis defeitos do processo de soldagem. Finalmente, a inspeção dimensional e a pesagem do tubo são realizadas. O processo pode ser visualizado mais detalhadamente na FIG. 4.1.

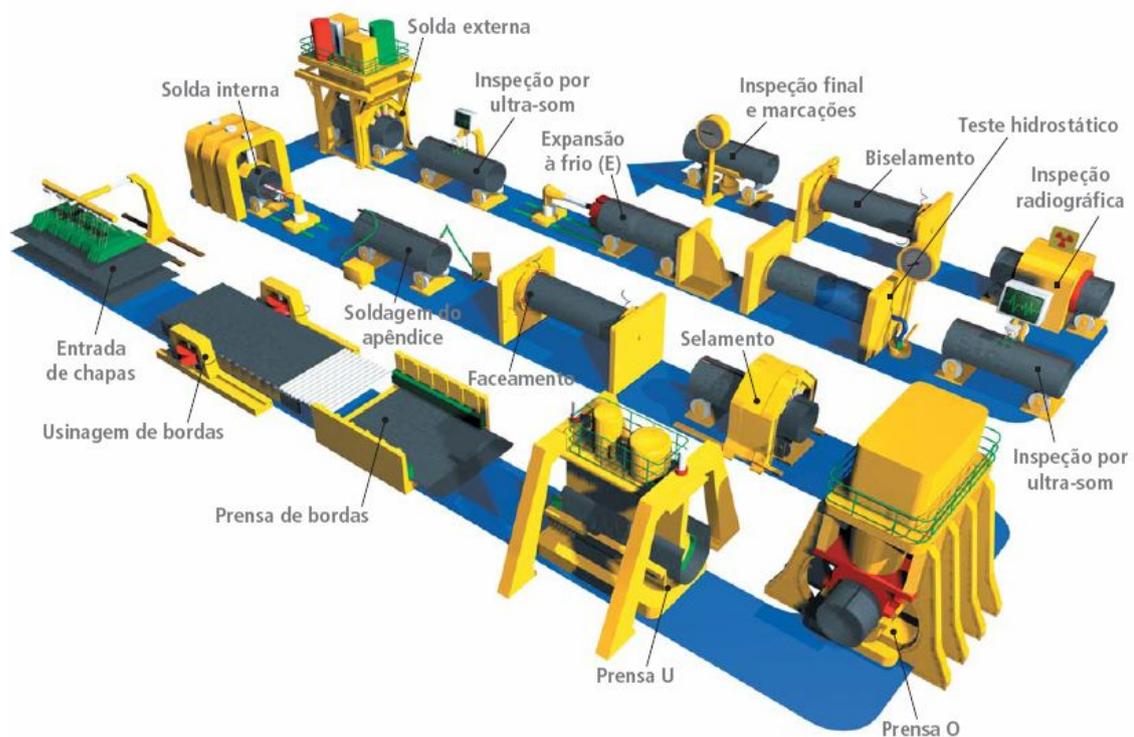


FIG. 4.1 Processo de fabricação de tubos “UOE”. Disponível em: <<http://www.tenaris.com>>. Acesso em: 16 de agosto de 2008.

## 4.2 SOLDABILIDADE

O parâmetro que mais tem sido usado na prática para mensurar a soldabilidade dos aços é o carbono equivalente, onde a boa soldabilidade é, em geral, obtida pelo baixo carbono equivalente,  $CE_{Pcm}$  ou  $CE_{IIW}$ . Este método de avaliação é baseado empiricamente na tendência de variação da temperatura  $M_s$  como função dos elementos de liga presentes no aço.

Em casos de fabricação de X80 sem utilizar a técnica do resfriamento acelerado na laminação, há a necessidade de se utilizar maiores teores de elementos de liga a fim de manter a resistência requerida pela norma API. Mas para isso, o projeto de liga deve ser cauteloso, pois o aço deve ser capaz de manter um balanço entre resistência e tenacidade tanto no metal base quanto na zona termicamente afetada (ZTA) pela solda. BOTT et al. (2005) realizaram um estudo em aços API 5L X80 que demonstrou ser possível obter estes aços sem o uso da técnica do resfriamento acelerado.

Embora os parâmetros de curvamento por indução e o tratamento térmico após o curvamento interfiram na qualidade da solda longitudinal dos tubos, este assunto não será abordado neste trabalho.

## 4.3 INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO DO PROCESSO “UOE” NAS PROPRIEDADES

BATISTA et al. (2003) e BOTT et al. (2005) demonstraram que chapas de aço da classe API 5L com pequenos percentuais do microconstituente martensita-austenita (MA) podem elevar a sua resistência mecânica após serem submetidas ao processo UOE. A FIG. 4.2 mostra a relação do limite de escoamento e a razão do limite de escoamento pela resistência ( $LE/LR$ ) com o percentual da fração volumétrica de MA em diversas chapas (A, D, G e J).

Quanto à tenacidade, quase sempre, pequenos aumentos na temperatura de transição podem ocorrer, como mostra o trabalho realizado por BATISTA et al.

(2003), FIG. 4.3. A figura mostra a relação da temperatura de transição dúctil-frágil com os percentuais de MA presentes nas chapas A, D, G e J, FIG. 4.2(c). Explicam que tal redução na tenacidade pode ser justificada pelo fenômeno de empilhamento de discordâncias em torno de precipitados e/ou microconstituintes duros, gerado pelo processo de deformação a frio.

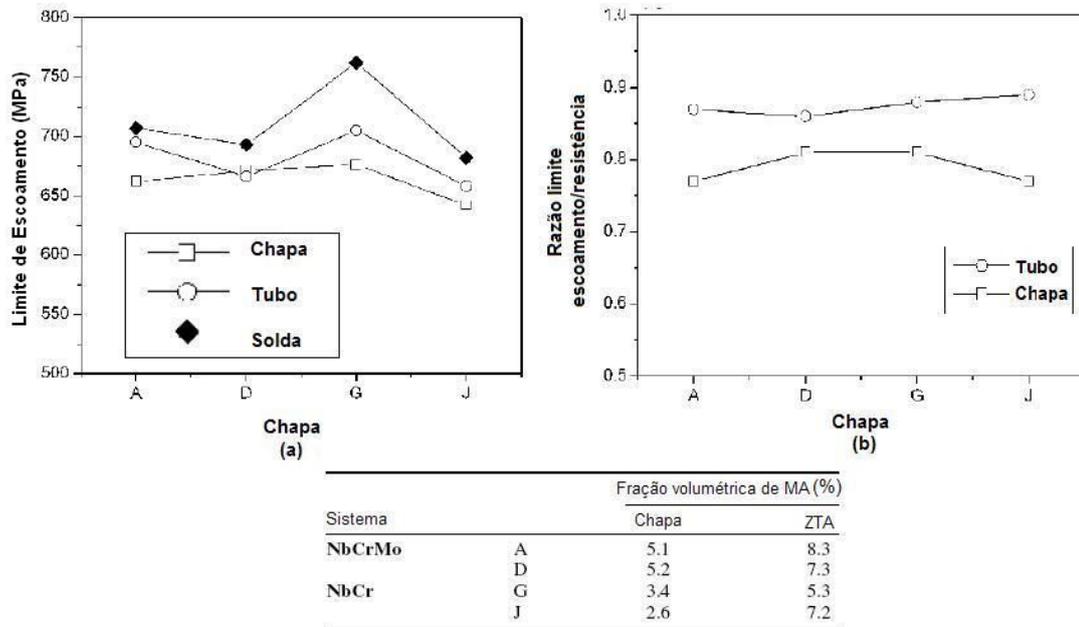


FIG. 4.2 Influência do processo de fabricação “UOE” de tubos nas propriedades do aço. BOTT et al. (2005)

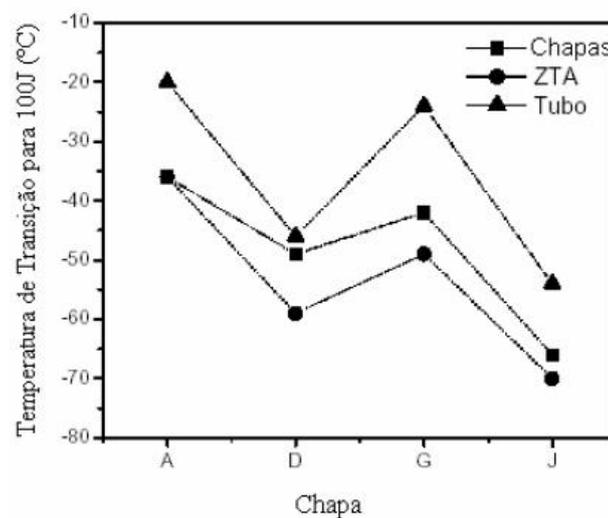


FIG. 4.3 Influência da deformação do processo UOE na tenacidade. BATISTA et al. (2003).

## 5 PROCESSO DE CURVAMENTO POR INDUÇÃO

O curvamento de tubos por indução eletromagnética de alta frequência é um processo de conformação livre capaz de curvar tubos de quaisquer diâmetros com pequenos raios (geralmente até três vezes o diâmetro do tubo para dutos terrestres e marinhos). HU et al. (1999) comentaram que é um processo eficiente, de baixo custo, capaz de produzir curvas de altíssima qualidade e tem sido utilizado largamente em transporte de fluidos e gases em geral desde que foi desenvolvido no Japão, pela Dai-ichi High Frequency Co. LTD (DHF), em 1961.

O método de aquecimento por indução eletromagnética consiste em fazer gerar um campo magnético pela passagem de uma corrente elétrica alternada  $i_b$ , de alta frequência, através de um anel (bobina) de cobre que envolve o tubo metálico sem tocá-lo, como apresentado na FIG. 5.1. Pela indução eletromagnética aplicada ao tubo, uma corrente elétrica secundária  $i_t$  nele é gerada. Esta corrente gerada é conhecida como corrente parasita ou corrente de Foucault, que por sua vez promove o aquecimento na seção do tubo por efeito Joule. Porém, a corrente parasita não compreende toda a espessura do tubo de forma uniforme, mas sim, concentra-se numa camada da superfície externa do tubo. O aquecimento da superfície interna ao tubo se dá simplesmente pela condução de calor da camada externa aquecida. Portanto, é de se esperar que a temperatura da superfície interna do tubo seja inferior à externa. Esta diferença de temperatura depende da profundidade alcançada pela corrente parasita e da velocidade que o tubo passa pela bobina de indução.

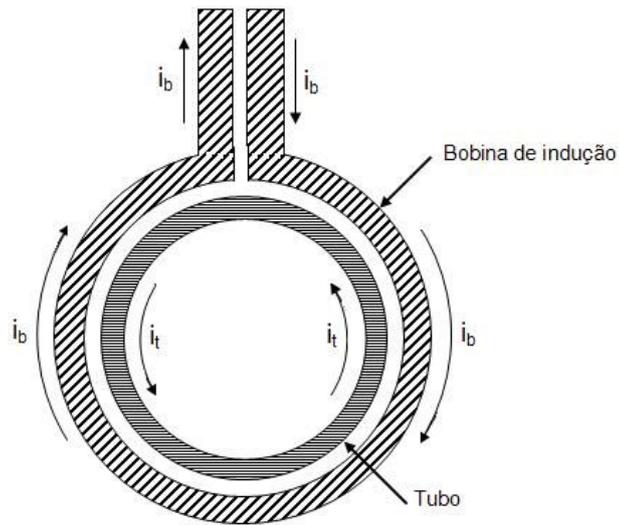


FIG. 5.1 Ilustração esquemática da bobina de indução.

No processo de curvamento por indução, uma das extremidades do tubo é empurrada por um carro impulsor a uma velocidade constante, enquanto a outra é fixada por um grampo em um braço giratório que aplica um momento fletor de modo a realizar uma deformação contínua, como mostra a FIG. 5.2. O curvamento ocorre no interior da bobina de indução, onde o tubo aquece rapidamente seguido pelo curvamento e, finalmente, resfriamento rápido por um jato de água ou ar forçado emitidos da própria bobina de indução, que cessa assim, o aquecimento e conseqüentemente, a deformação plástica. O tempo de exposição do material ao calor pode não chegar a 60 segundos, dependendo da velocidade de curvamento, ou seja, da velocidade com que o tubo passa pela bobina de indução.

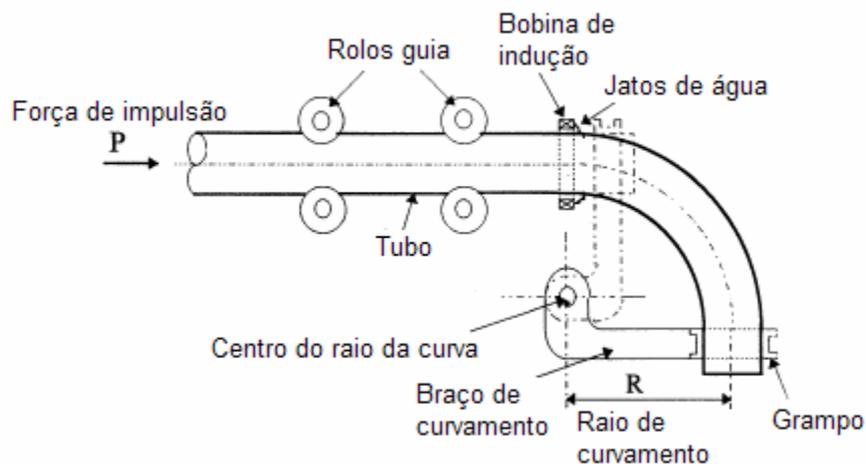


FIG. 5.2 Curvamento pelo processo de aquecimento por indução de alta frequência.

O tubo é aquecido localmente numa faixa de até 100 mm, dependendo da largura da bobina utilizada. Segundo HU et al. (1999), a distribuição da temperatura no local do aquecimento por indução é como apresentada esquematicamente como na FIG. 5.3. O tubo é forçado a avançar continuamente na direção de Z em milímetros com velocidade constante e a distribuição de temperatura é dinamicamente estável ao longo de toda a espessura na região a ser curvada.

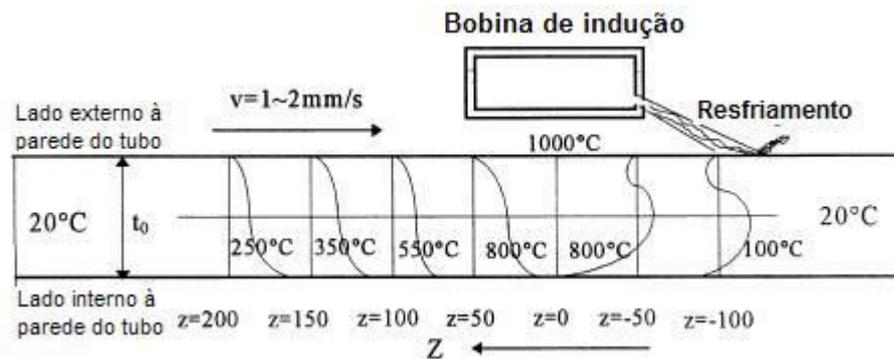


FIG. 5.3 Distribuição esquemática de temperatura ao longo da espessura da parede do tubo. HU et al. (1997).

A FIG. 5.4 apresenta os detalhes de uma curva. As dimensões e tolerâncias dimensionais do raio de curvatura, ângulo, trechos retos e espessura mínima devem ser especificadas pelo projeto de construção do duto. Uma curva fabricada pelo processo de indução é composta de trechos retos, região onde não sofre aquecimento, região curvada onde é subdividida em intradorso, extradorso e linhas neutras e zonas de transição que são as regiões onde inicia e termina o aquecimento e a deformação plástica.

Durante o curvamento, o material sofre extensiva deformação plástica. O extradorso, região tracionada da curva, sofre uma redução de espessura. O contrário ocorre no intradorso da curva, região comprimida, sofre aumento de espessura. A redução e o aumento da espessura dependem do raio de curvatura aplicado ao tubo. A FIG. 5.5 apresenta a distribuição da deformação plástica encontrada numa curva 5D (raio da curva com cinco vezes o diâmetro do tubo) de um tubo de 48" de diâmetro e 24 mm de espessura, realizada por MUTHMANN. e GRIMPE (2006).

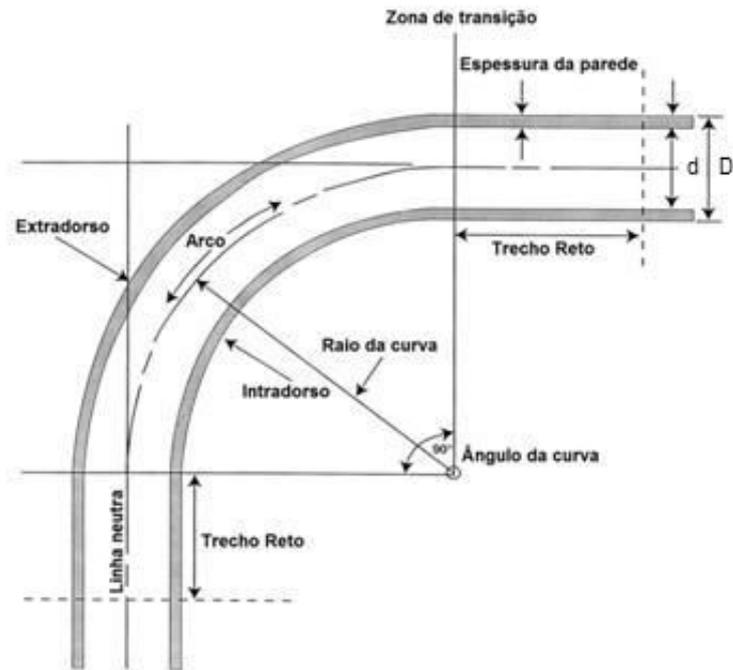


FIG. 5.4 Detalhes geométricos de uma curva.

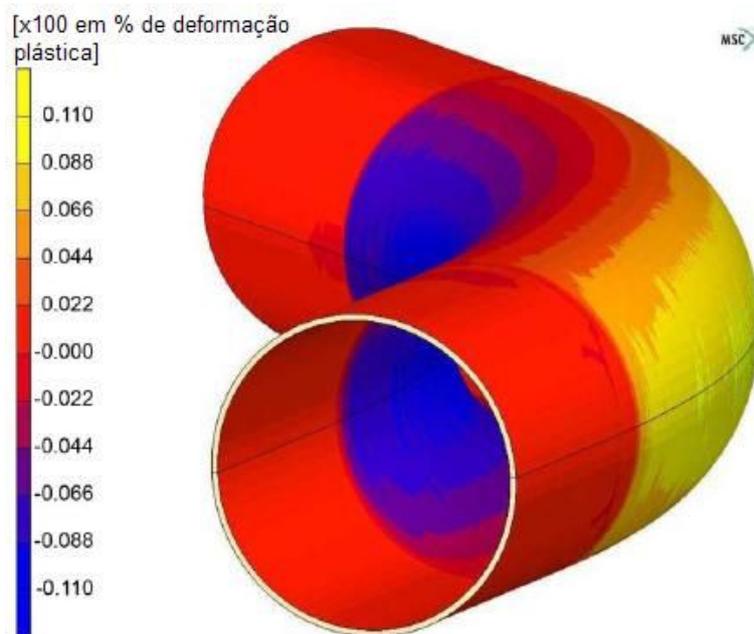


FIG. 5.5 Distribuição das deformações plásticas ao longo de uma curva 5D. MUTHMANN. e GRIMPE (2006)

## 5.1 VARIÁVEIS DO PROCESSO DE CURVAMENTO POR INDUÇÃO

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

Nos subitens seguintes serão apresentadas algumas considerações encontradas em literatura a respeito da influência dos parâmetros do processo nas propriedades dos aços.

### 5.1.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

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

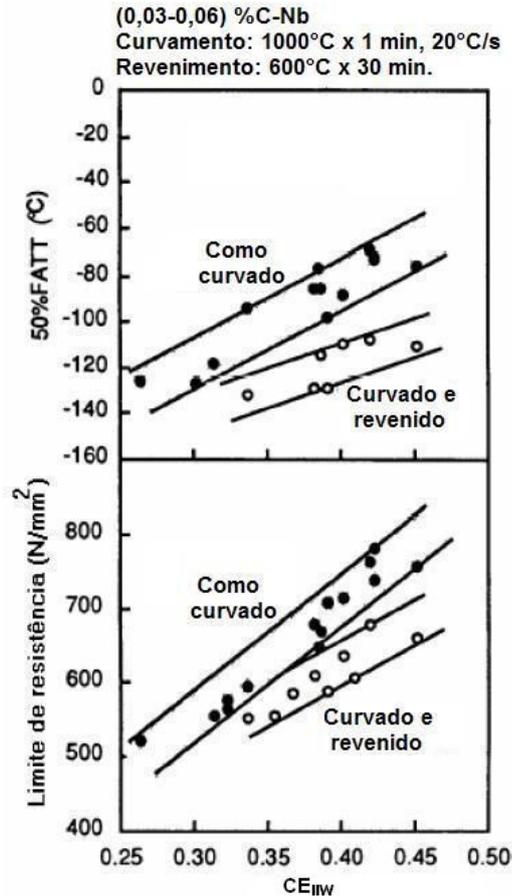


FIG. 5.6 Relação do limite de resistência e da temperatura de transição dúctil-frágil (50% FATT) com o carbono equivalente (CE<sub>IW</sub>). KONDO et al. (1994).

A FIG. 5.6 mostra os resultados dos experimentos realizados por KONDO et al. (1994). Observaram que o limite de resistência e a temperatura de transição dúctil-frágil aumentaram com o CE<sub>IW</sub> na condição de como curvado e como curvado e revenido.

O nióbio, por exemplo, é adicionado ao aço para obter alta resistência mecânica e boa tenacidade através do endurecimento por precipitação e pelo efeito do refinamento de grão durante o processo de laminação de chapas. KONDO et al. (1994) mostraram a relação do tamanho de grão austenítico com as temperaturas de curvamento em aços com e sem adição do Nb (FIG. 5.7). O tamanho do grão austenítico tende a aumentar com as temperaturas empregadas no processo de curvamento com adição do Nb. Entretanto, o crescimento de grão é muito superior em aços sem a adição deste elemento. Em altas temperaturas, as finas precipitações de Nb(C,N) são dissolvidas, resultando em grãos grosseiros.

Entretanto, o Nb solubilizado tem efeito de aumentar a temperabilidade do aço, assim como o Mn e outros elementos de liga. Muito embora o Nb seja um elemento de liga usado para melhorar a tenacidade e ao mesmo tempo a resistência mecânica deve ser trabalhado cuidadosamente, pois possui alta sensibilidade no comportamento de precipitação e dissolução no aço (KONDO et al., 1994).

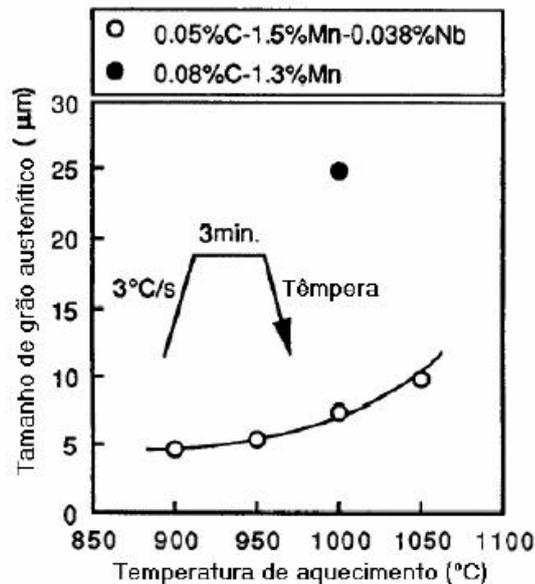


FIG. 5.7 Tamanho do grão austenítico do aço com e sem adição de Nb. KONDO et al. (1994).

Isto é uma clara evidência da importância dos elementos microligantes aos aços de tubos que são submetidos às temperaturas do processo de curvamento por indução.

### 5.1.2 TEMPERATURA

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

Segundo HASHIMOTO et al. (1986), quando a temperatura de curvamento e a taxa de resfriamento são altas, a resistência do tubo curvado tende a ser alta por causa da suficiente transformação austenítica seguida pelo resfriamento rápido,

garantindo uma microestrutura refinada e acicular. Em casos que a temperatura de aquecimento for menor que a  $A_{c3}$ , a transformação da ferrita em austenita pode ser parcial, resultando em baixa resistência mecânica.

As características principais do processo de curvamento por indução são as altas taxas de aquecimento e o curto tempo na temperatura de curvamento. HASHIMOTO et al. (1986) mostraram a relação da temperatura de transformação ferrita-austenita no aquecimento ( $A_{c3}$ ) com a taxa de aquecimento empregada (FIG. 5.8). A temperatura  $A_{c3}$  aumentou consideravelmente com as taxas superiores a  $20^\circ\text{C/s}$ , enquanto pouca mudança foi observada em taxas de aquecimento entre 10 a  $20^\circ\text{C/s}$ , correspondentes ao aquecimento por indução de alta frequência. HASHIMOTO et al. (1986) citaram ainda que uma fina microestrutura no metal de base, bem como no metal de solda foi encontrada.

HASHIMOTO et al. (1986) mostraram também que diferentes taxas de aquecimento do processo de curvamento não afetam significativamente o tamanho de grão austenítico para temperaturas de curvamento inferiores a  $1000^\circ\text{C}$  (FIG. 5.9).

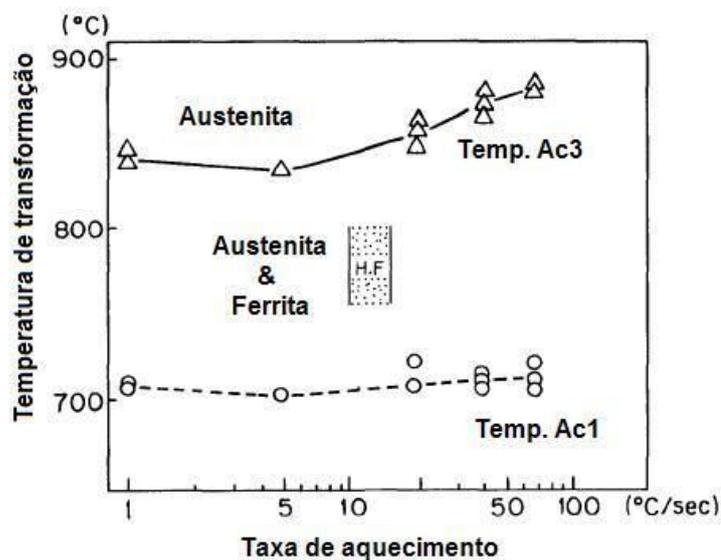


FIG. 5.8 Efeito da taxa de aquecimento na temperatura de transformação ( $A_{c3}$ ) – H.F (faixa de temperatura que compreende o aquecimento por indução). HASHIMOTO et al. (1986).

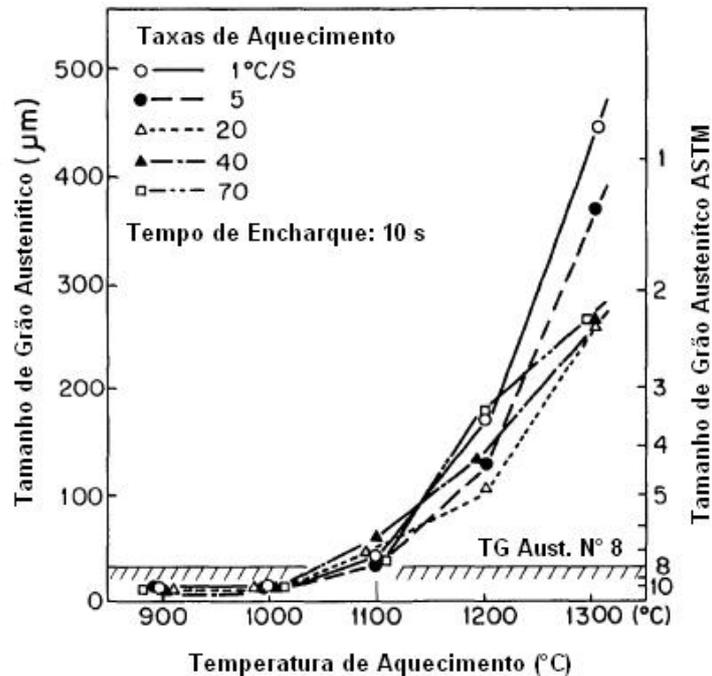


FIG. 5.9 Efeito da taxa e da temperatura de curvamento no tamanho de grão austenítico. HASHIMOTO et al. (1986).

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

Sabe-se que a temperatura influencia diretamente na solubilidade dos precipitados como (V, Nb, Ti) (C, N). Como o resfriamento pós-curvamento é rápido, a temperatura a que o material é submetido torna-se crucial na determinação das propriedades finais do aço. GAO e BAKER (1997) estimaram a fração molar dos precipitados na austenita em função da temperatura. Para o estudo, foram utilizados dois modelos teóricos: um proposto por RIOS (1992), para sistemas de ligas com múltiplos componentes, chamado Modelo Termodinâmico do Parâmetro Dois (TPM) e outro proposto por ADRIAN (1992), para o sistema Fe-Al-M'-M''-M'''-C-N, chamado Modelo Termodinâmico do Parâmetro Onze (EPM). A FIG. 5.10(a) mostra a razão em equilíbrio do percentual em peso de elementos solubilizados na austenita pelo percentual dos elementos presentes no aço N° 2 de composição química

apresentada na FIG. 5.10(c). Foi observado que o C e o V apresentaram-se totalmente solubilizados na austenita às temperaturas superiores a 1000°C.

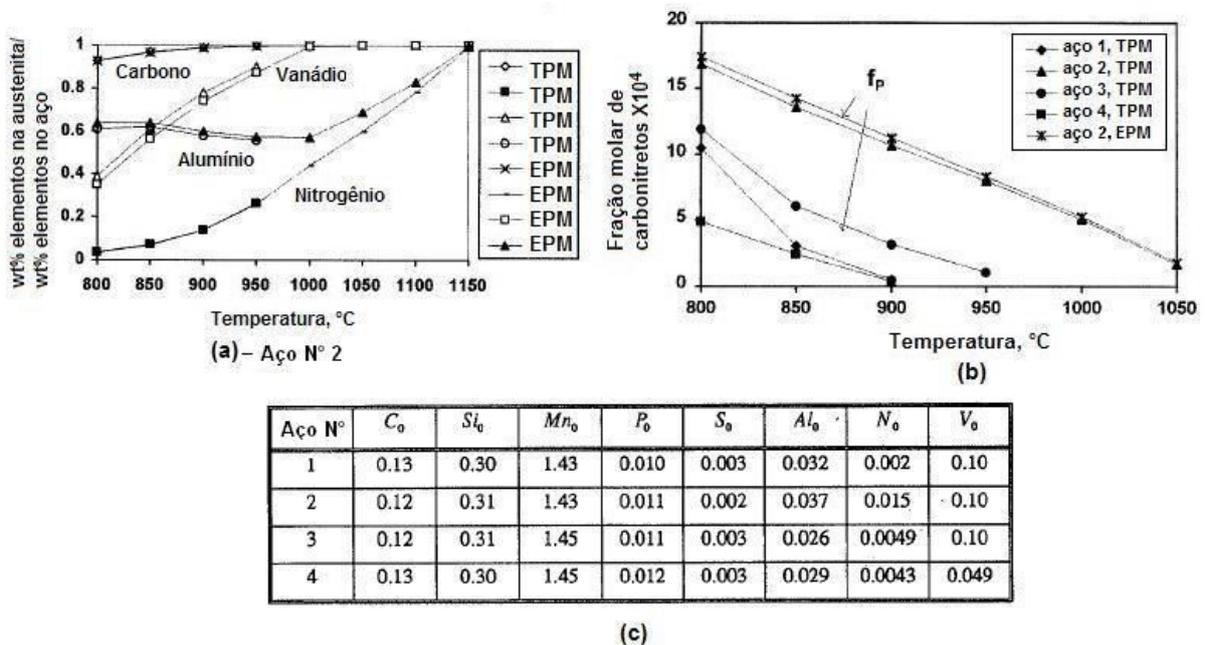


FIG. 5.10 (a) fração dos elementos de liga em equilíbrio em solução na austenita calculada pelos dois modelos (TPM e EPM). (b) fração molar de carbonitretos em equilíbrio como função da temperatura calculada pelos dois modelos (TPM e EPM) em diversos aços. (c) composição química em percentual em peso dos aços envolvidos.

Similarmente, na FIG. 5.10.(b) pode-se extrair que a fração molar dos carbonitretos  $f_P$ , decresce com o aumento da temperatura e pode se estender às temperaturas superiores a 1050°C para o aço N° 2, FIG. 5.10 (c), por conter maior teor de nitrogênio. O contrário acontece com os demais aços em que todos os carbonitretos se solubilizaram até 950°C por possuírem baixos teores de nitrogênio para formar precipitados estáveis nessa temperatura.

HONG et al. (2002) levantaram também as curvas de solubilização dos elementos de liga (FIG. 5.11) de um aço microligado ao V, Nb e Ti com 0,004% em peso de nitrogênio utilizando o programa Thermo Calc. Os resultados foram muitos similares aos dos obtidos por GAO e BAKER (1997). Praticamente todos os elementos de liga apresentaram-se solubilizados na matriz austenítica a partir de 1000°C, excetuando-se o Ti que se solubiliza somente a partir de 1400°C.

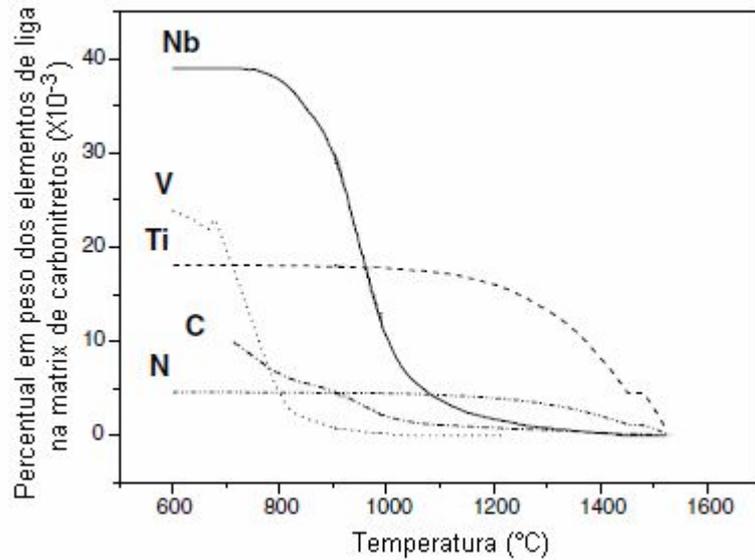


FIG. 5.11 Equilíbrio químico dos carbonitretos complexos em aço ligado ao Nb, Ti e V. HONG et al. (2002).

### 5.1.3 VELOCIDADE

KONDO et al. (1994) demonstrou que a velocidade de curvamento deve ser determinada levando em consideração não somente a produtividade, mas também a diferença de temperatura entre o lado externo e interno à parede do tubo e a taxa de resfriamento. Demonstram que a velocidade de curvamento influencia diretamente na dureza superficial como mostrado na FIG. 5.12. Observa-se que, quanto maior a velocidade de curvamento, maior foi a dureza superficial encontrada.

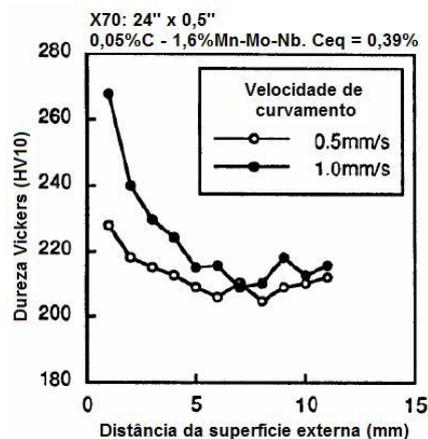


FIG. 5.12 Efeito da velocidade de curvamento na dureza. KONDO et al. (1994)

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

A velocidade de curvamento deve ser melhor investigada, pois diferentes comportamentos das propriedades podem ser observados, como por exemplo, aumentos ou quedas expressivos na resistência mecânica do material após o curvamento. Tal fenômeno pode ser justificado por diferentes comportamentos dos elementos de liga do aço, dependendo da velocidade de curvamento aplicada. Dependendo do tempo e da temperatura a que o aço é submetido, pode ocorrer ou não a solubilização de elementos de liga. Por exemplo, o VN possui baixa temperatura de solubilização, em torno de 950°C, nos aços com baixos teores de nitrogênio como visto anteriormente. Tal solubilização pode provocar o crescimento de grão austenítico no curvamento e prejudicar as propriedades mecânicas do aço.

#### 5.1.4 RESFRIAMENTO

A taxa de resfriamento é um dos parâmetros mais importantes do processo, pois influencia fortemente na resistência do aço. A microestrutura e as propriedades mecânicas de um tubo curvado por indução eletromagnética mudam diferentemente em cada posição da região curvada do tubo. O intradorso, região interna da curva onde ocorrem deformações de compressão, sofre menor taxa de resfriamento por possuir espessura mais elevada. O contrário ocorre no extradorso, região externa da curva onde ocorrem deformações de tração, sofre maior taxa de resfriamento por possuir espessura reduzida em relação às demais regiões. E as linhas neutras, regiões da curva que não sofrem deformações normais, sofrem taxas de resfriamento intermediárias entre intradorso e extradorso.

ISHIKAWA et al. (2002) investigaram o efeito da taxa de resfriamento na resistência deste aço. Submeteram um tubo às diferentes taxas de resfriamento após aquecimento de 1000°C por 2 minutos na máquina de curvamento e aplicaram

um tratamento térmico de revenimento a 600°C por 30 minutos. As diferentes taxas de resfriamento foram aplicadas pela mudança da temperatura da água e utilizando uma técnica que aplica resfriamento interno ao tubo. A FIG. 5.13 mostra o efeito da taxa de resfriamento no limite de resistência do aço na direção transversal ao tubo. Utilizaram corpos de prova de tração de seção prismática e circular que foram tomados do meio da espessura da parede. O limite de resistência aumentou com a taxa de resfriamento para ambos os corpos de prova, entretanto, os corpos de provas de seções cilíndricas apresentaram limites de resistência inferiores aos de seções prismáticas. ISHIKAWA et al. (2002) explicaram que isto é de se esperar, pois os corpos de prova cilíndricos não contêm as camadas temperadas das superfícies externas da parede. Observaram a presença da microestrutura bainítica em toda a espessura da parede em taxas de resfriamento superiores a 20°C/segundo, para o qual o limite de resistência tornou-se saturado. Concluíram, portanto, que para se obter microestrutura bainítica em toda a espessura do tubo é necessário a aplicação de resfriamento em ambos os lados da parede do tubo, ou seja, resfriamento externo e interno ao tubo.

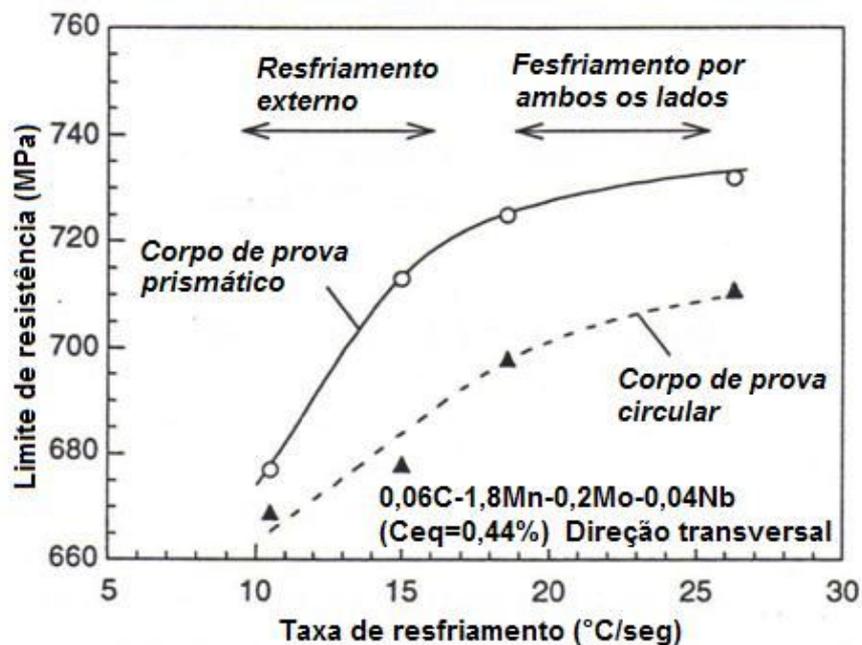


FIG. 5.13 Efeito da taxa de resfriamento no limite de resistência do aço. ISHIKAWA et al. (2002).

## 6 CLASSIFICAÇÃO DE MICROESTRUTURAS DE AÇOS DA CLASSE API 5L

Os aços de alta resistência usados na fabricação de dutos são geralmente produzidos por processos de laminação controlada que impõe elevadas deformações em zona de não recristalização e resfriamentos acelerados. Em função deste processo, as microestruturas resultantes são complexas, com mistura de fases e de difícil descrição e/ou entendimento. Como os desempenhos mecânicos dos produtos estão correlacionados com suas microestruturas, observa-se na literatura corrente um grande esforço no entendimento e classificação das mesmas. ZHAO et al. (2003) e XIAO et al. (2006) realizaram semelhantes trabalhos de caracterização de microestruturas de aços com composição químicas similares ao deste trabalho. Levantaram as curvas CCT dos aços com e sem aplicação de deformação plástica na temperatura acima e abaixo da temperatura de não-recristalização ( $T_{nr}$ ) e resfriaram sob taxas variando de 0,2 a 100°C/s. Nestas condições, obtiveram morfologias de microestruturas de ferrita bainita, ferrita acicular, ferrita poligonal, perlita e o microconstituente MA. Todas estas microestruturas estão apresentadas abaixo.

### 6.1 FERRITA BAINITA

A ferrita bainita, também considerada por alguns autores como bainita (KRAUSS e THOMPSON, 1995 e BHADESHIA, 2001), possui uma estrutura de ripas paralelas de ferrita com uma numerosa precipitação de cementita na forma de grânulos ou bastonetes no interior ou entre as ripas. A ferrita bainita pode ser considerada como um produto não lamelar, não cooperativo de uma decomposição eutetóide (BHADESHIA, 2001). Caracteriza-se por nuclear a partir dos contornos de grão da austenita e avançar ordenadamente para o interior do grão, delineando claramente os contornos de grãos da austenita prévia (ZHAO et al., 2003). A FIG. 6.1 mostra exemplos dessa microestrutura por microscopia ótica.

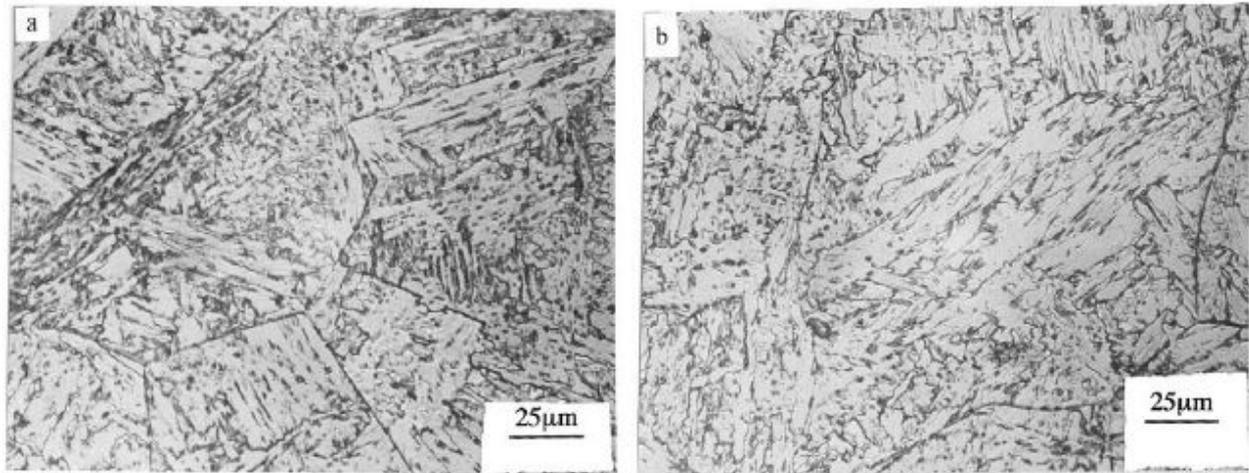


FIG. 6.1 Ferrita bainita apresentando o delineamento dos contornos dos grãos austeníticos prévios. ZHAO et al. (2003).

## 6.2 FERRITA ACICULAR

O termo ferrita acicular tem sido largamente utilizado pelos pesquisadores da área de dutos, ainda que, existam controvérsias e incertezas na identificação metalográfica e na classificação das fases (XIAO et al., 2006). A ferrita acicular, também considerada por alguns autores como bainita (KRAUSS e THOMPSON, 1995), é definida como uma fase não equiaxial de alta densidade de subestruturas formada por resfriamento contínuo através de uma mistura de transformações difusionais e cisalhantes em um range de temperatura ligeiramente superior ao da bainita superior (ZHAO et al., 2003). São placas de ferrita que crescem em forma de pacotes contendo placas paralelas de mesma orientação cristalográfica. As placas de ferrita acicular nucleiam heterogeneamente em pequenas inclusões não metálicas e irradiam em diferentes direções destes sítios de nucleação (BHADESHIA, p. 237, 2001). BHADESHIA explicou ainda que a ferrita acicular é uma bainita nucleada intergranularmente. As figuras FIG. 6.2 e FIG. 6.3 mostram exemplos dessa microestrutura por microscopia ótica.

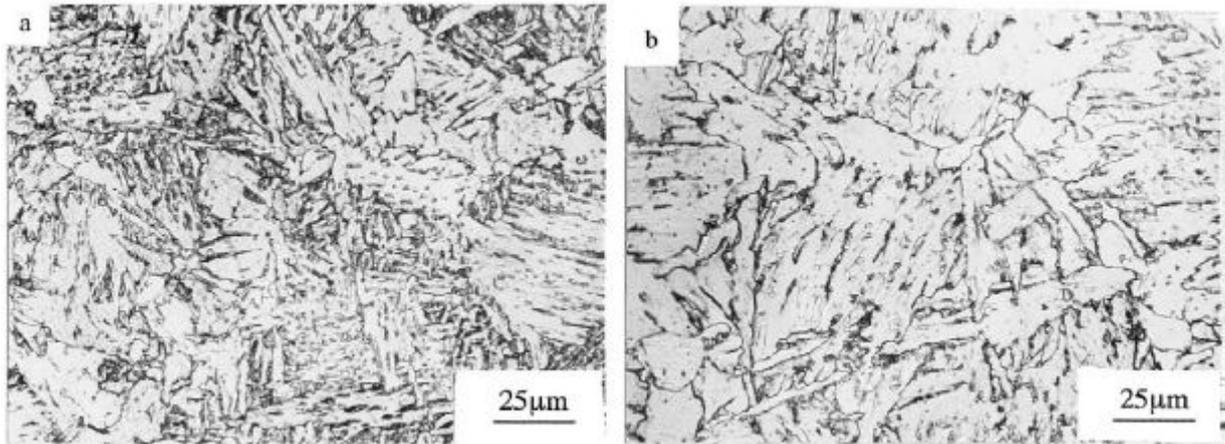


FIG. 6.2 Ferrita acicular. ZHAO et al. (2003).

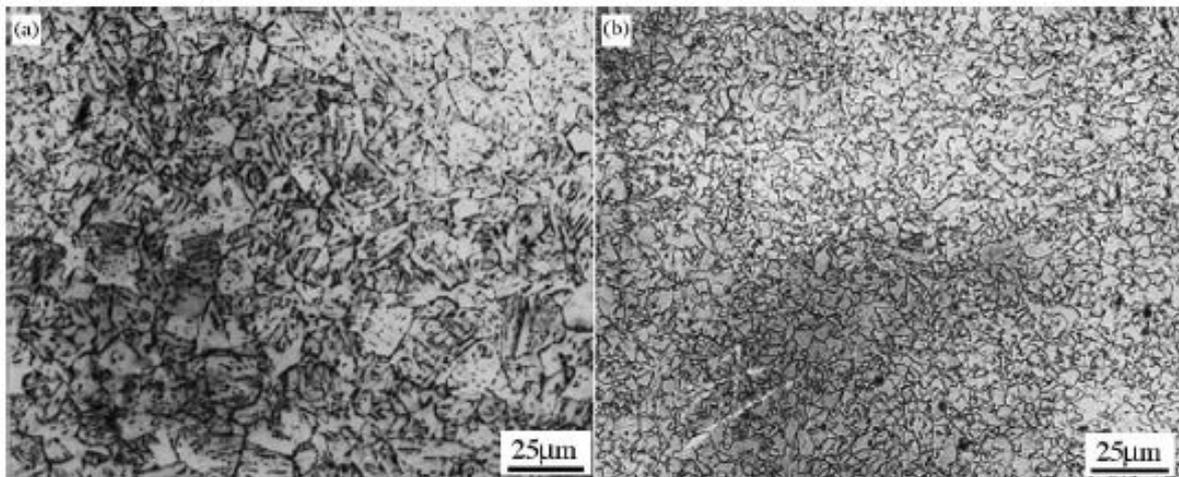


FIG. 6.3 Ferrita acicular. XIAO et al. (2006).

XIAO et al. (2006) comentaram que a ferrita acicular é bastante complexa para ser avaliada por microscopia ótica. Observaram por microscopia eletrônica de transmissão que esta microestrutura é extremamente refinada, não-equiaxial e em forma de ripas com alta densidade de discordâncias. Encontraram-se também algumas ilhas de MA distribuídas e partículas de carbonitretos finamente dispersos na matriz ferrítica.

### 6.3 FERRITA POLIGONAL E PERLITA

Formada em altas temperaturas e a baixas taxas de resfriamento nucleada dos contornos de grãos alotriomorfos e crescem para o interior dos grãos austeníticos. É facilmente identificável por microscopia ótica e é caracterizada pela baixa densidade de discordâncias e ausente de subestruturas analisada por microscopia eletrônica de transmissão. Seu crescimento é controlado pela rápida transferência atômica através dos contornos semi-coerentes das fases austenita/ferrita e com um longo range difusional de átomos de carbonos que são rejeitados pela ferrita de acordo com a evolução da transformação (KRAUSS, G. e THOMPSON, S. W, 1995).

A perlita é conhecida como uma estrutura lamelar de ferrita e cementita, considerada como o resultado de um crescimento cooperativo a partir da austenita de ambos, ferrita e cementita (ZHAO, M. C. et al., 2003).

A FIG. 6.4 mostra exemplos de microestruturas de ferrita com ilhas de perlita por microscopia ótica.

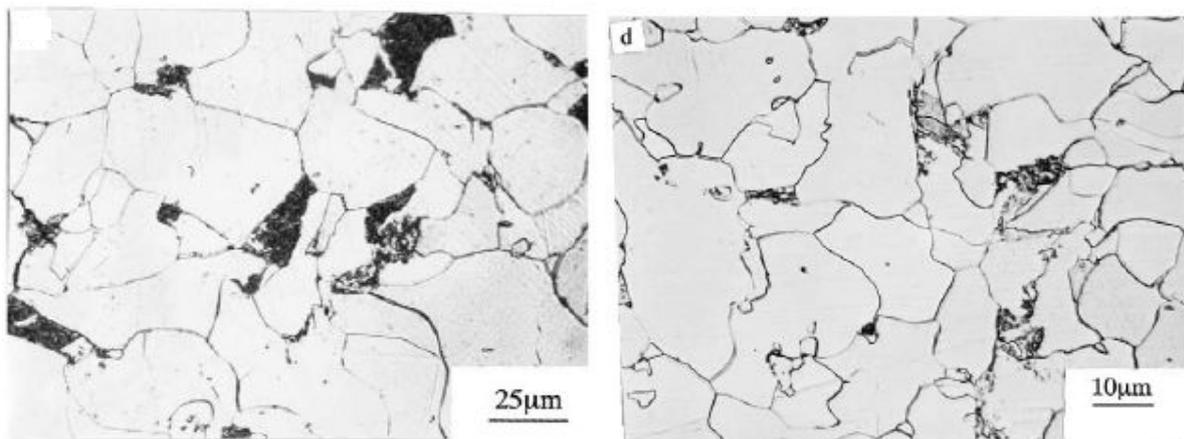


FIG. 6.4 Ferrita e perlita. ZHAO et al. (2003).

### 6.4 MARTENSITA-AUSTENITA (MA)

É o resultado do particionamento do carbono na interface da transformação austenita/ferrita durante o crescimento da bainita e/ou ferrita acicular. À medida que

a transformação austenita/bainita e/ou ferrita acicular avança, a concentração de carbono aumenta na austenita remanescente. No rápido resfriamento subsequente, parte da austenita enriquecida por carbono transforma-se em martensita e parte mantém-se retida. A austenita retida e a martensita coexistentes são consideradas como o microconstituente MA (ZHAO, M. C. et al. 2003). Exemplos de como esta fase se apresenta em microscopia de varredura é mostrado nas FIG. 6.5.

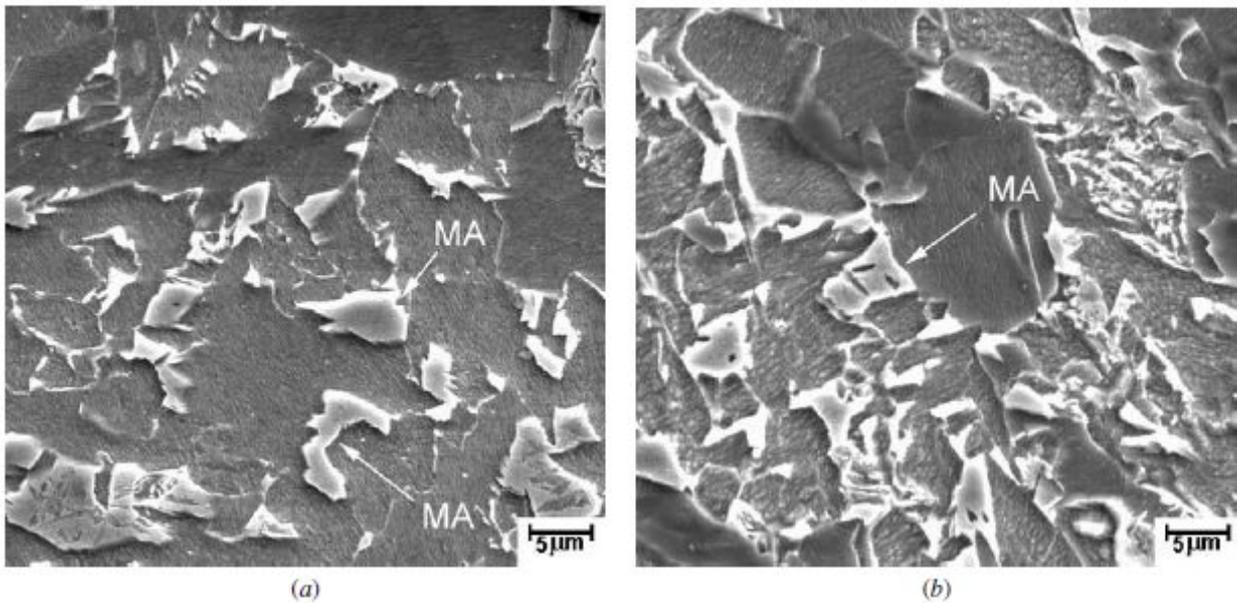


FIG. 6.5 Microconstituente MA. BOOT et al. (2005).

## 7 ESTADO ATUAL DAS CARACTERIZAÇÕES DE TUBOS CURVADOS POR INDUÇÃO

Em recente estudo, BATISTA et al. (2005) mostraram comparativamente por micrografia ótica, microestruturas de diferentes partes da região curvada e tubo mãe, conforme apresentadas na FIG. 7.1. A microestrutura original do tubo reto é formada por grãos ferríticos encruados com presença de perlita ligeiramente bandeada. Observaram que, com o processo de curvamento, a microestrutura foi significativamente alterada. Foi possível observar diferenças microestruturais entre diferentes partes da região curvada do tubo e um gradiente de microestrutura ao longo da espessura (FIG. 7.1). Observou-se, nas proximidades da superfície externa, a presença de fases como a bainita e ferrita acicular oriundas de resfriamento rápido, onde o jato de água foi aplicado diretamente. Isto não aconteceu nas proximidades da superfície interna do tubo onde observaram grãos ferríticos recristalizados e perlita. Este gradiente de microestruturas, observado ao longo da espessura da parede do tubo, foi compatível com o perfil de dureza HV, mostrado na própria figura.

BATISTA et. al. (2005) mostraram que as microestruturas do tubo curvado por indução apresentaram-se menos bandeadas em relação ao tubo reto e com grãos mais refinados. Por esse motivo, a energia absorvida em ensaios Charpy realizados na região curvada foi significativamente superior em relação à obtida no tubo mãe, como pode ser observado na FIG. 7.2. Porém, a resistência mecânica apresentou-se comprometida, figura FIG. 7.3. BATISTA et al. (2005) afirmaram que este fenômeno é passivo de ocorrer caso o aço tubo não tenha suficiente temperabilidade, o que acontece se o mesmo não contiver elementos de liga suficientes para tal. BATISTA et al. (2005) comentaram ainda, que o tubo de grau X80 utilizado no experimento foi desenvolvido para ser empregado em trechos retos do duto. Por isto, a composição química e a rota de fabricação utilizada não foram planejadas para atender às propriedades requeridas por norma quando submetido ao processo de curvamento por indução.

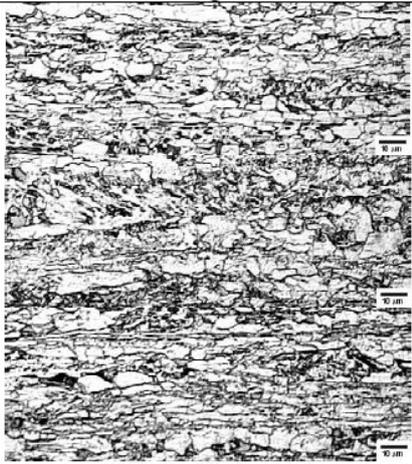
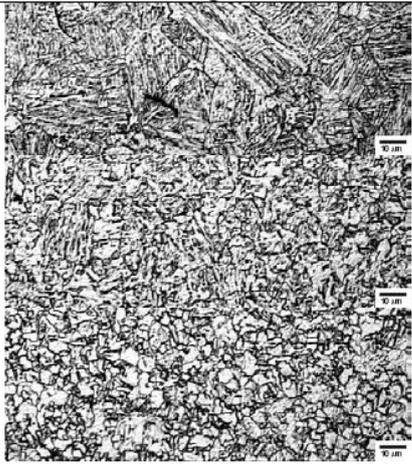
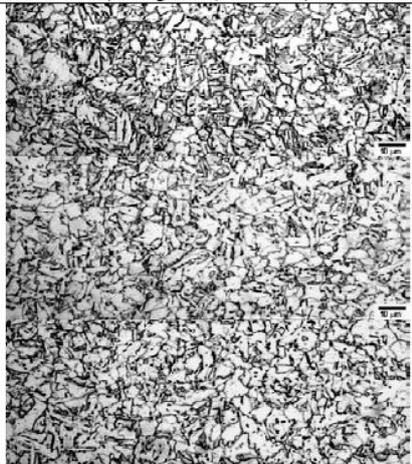
S	Micrografia	HV	Micrografia	HV
E	 a) Original (tubo reto).	289	 b) Linha neutra (região oposta a solda).	337
C		277		265
I		290		267
E	 c) Extradorso	286	 d) Intradorso	354
C		270		274
I		264		270

FIG. 7.1 Micrografias do tubo reto como recebido, linha neutra, intradorso e extradorso da curva. As barras de escala são de 10  $\mu\text{m}$ . BATISTA et al. (2005).

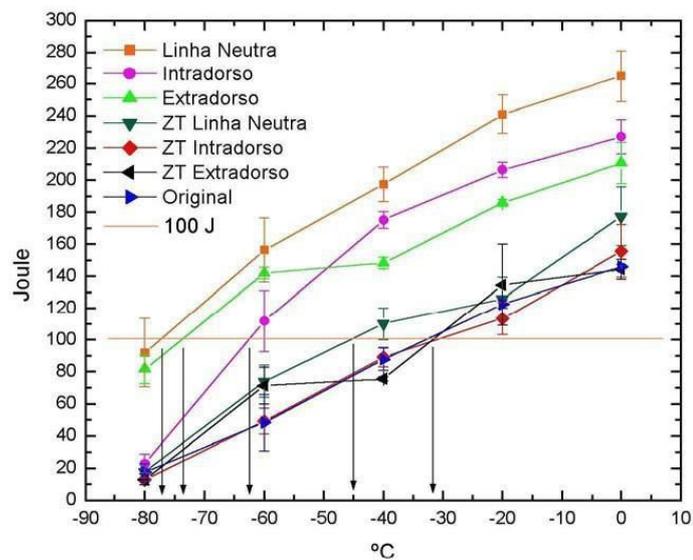


FIG. 7.2 Tenacidade em diversas partes da curvas comparadas com o tubo reto como recebido. BATISTA et al. (2005).

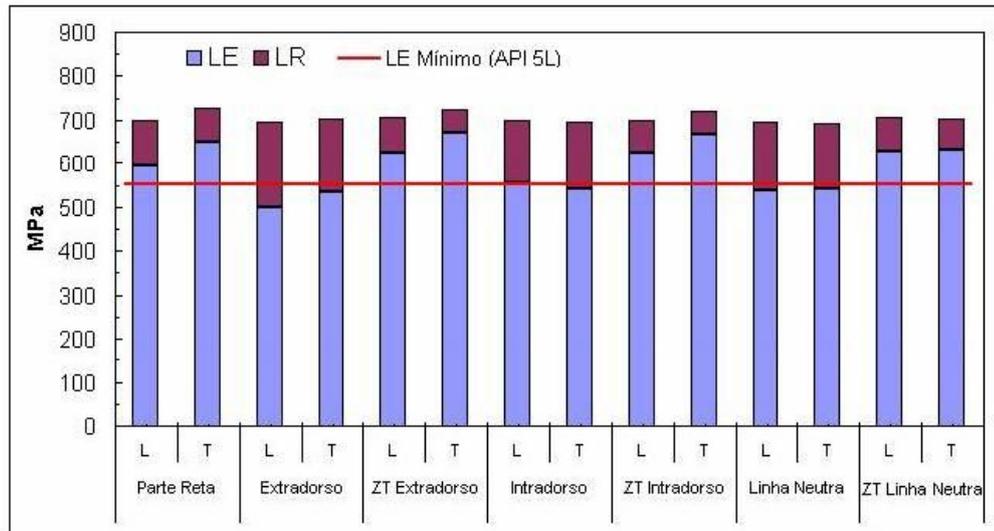


FIG. 7.3 Resistência mecânica em diversas partes do tubo curvado em comparação com o tubo reto original. L – longitudinal, T – transversal e ZT – zona de transição curva/tubo reto. BATISTA et al. (2005).

Com o objetivo de avaliar as microestruturas e as propriedades do aço de tubos de paredes grossas submetido ao processo de curvamento, FORTINI et al. (2008) realizaram estudos sobre caracterização microestrutural e mecânica de um tubo de aço X65 com 28,6 mm de espessura curvado por indução. Os resultados mostraram que houve significativas alterações na microestrutura e propriedades mecânicas do aço através da espessura do tubo na região curvada.

O carbono equivalente do aço foi de 0,34% em peso, o que é considerado baixo para tubos de elevadas espessuras submetidos ao processo de curvamento por indução. A FIG. 7.4 apresenta as micrografias do tubo reto, das regiões do intradorso e extradorso da área curvada e ao longo da espessura da parede do tubo: superfície externa (E), centro da espessura (C) e superfície interna (I). Ao lado direito das micrografias estão apresentados os valores médios de microdureza Vicker (HV) correspondentes.

Segundo FORTINI et al. (2008), a microestrutura do tubo reto era composta por grãos finos de ferrita poligonal com pequena quantidade de perlita nas partes externa (E) e interna (I), (FIG. 7.4a). No centro da espessura observou-se uma microestrutura de transição, obtida pela inibição da recristalização oriunda do processo de laminação controlada da chapa que deu origem ao tubo. É possível

observar que o tamanho dos grãos ferríticos não variou significativamente e que estes se apresentam numa forma poligonal. Na parte externa da parede do extradorso (FIG. 7.4b), onde houve resfriamento rápido devido aos jatos de água, foi possível observar uma microestrutura tipicamente bainítica devido, principalmente, à alta taxa de resfriamento. Na parte central foi observada uma microestrutura de transição, com alguns grãos ferríticos, uma pequena quantidade de perlita e algumas estruturas bainíticas. A microestrutura da parte interna é bem semelhante à parte interna da do tubo reto, onde predomina uma mistura de ferrita poligonal e perlita. Mas, adicionalmente, foi observada a presença de grande quantidade de precipitados de carbonetos. A microestrutura da parte externa da parede do intradorso (FIG. 7.4c), região que ficou aquecida por mais tempo por passar pela bobina de indução com menor velocidade devido à geometria da curva, apresentou uma estrutura tipicamente bainítica com a dureza mais elevada. A parte central apresenta uma estrutura de transição, onde se observa uma mistura de ferrita e bainita com presença de carbonetos. Já a microestrutura da superfície interna, assemelha-se bastante com a do extradorso, inclusive pela presença de uma grande quantidade de precipitados de carbonetos.

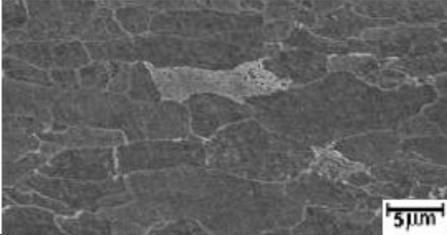
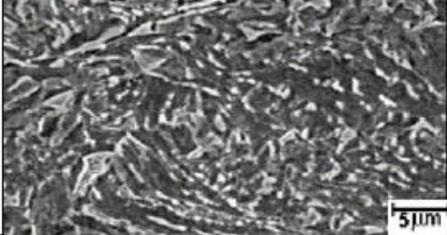
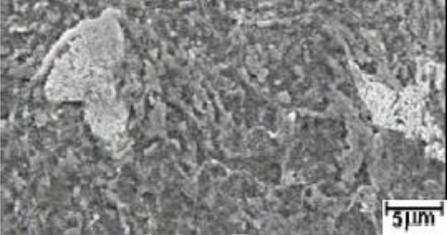
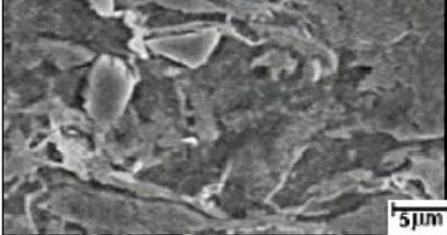
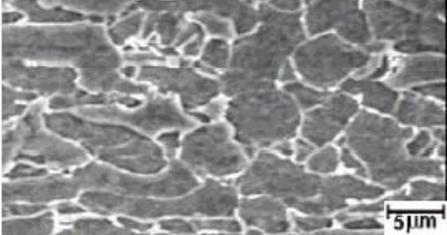
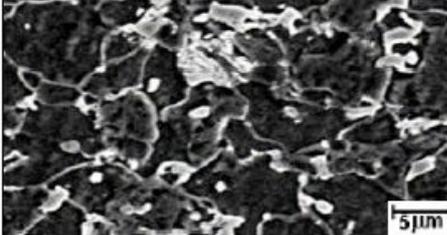
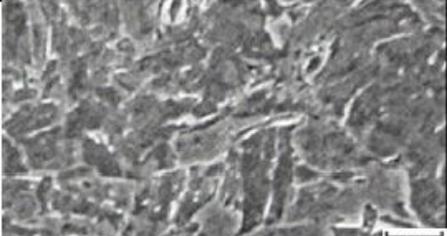
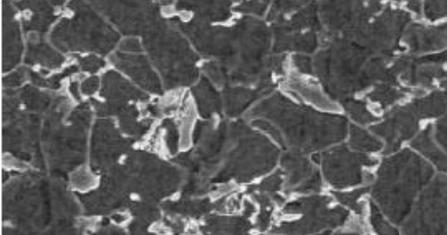
S	Micrografias	HV	Micrografias	HV
E		197		228
C		201		218
I		194		208
	a) Tubo reto		b) Extradorso	
E		251		
C		228		
I		217		
	c) Intradorso			

FIG. 7.4 Microestruturas no MEV. Ampliação de 2000X. Ataque com Nital 2,5%. FORTINI et al. (2008).

Observou-se na FIG. 7.4 que perfis de dureza acompanharam claramente a microestrutura, apresentando maiores valores na superfície externa e menores valores na interna.

A FIG. 7.5 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados em diferentes regiões do tubo curvado e reto. Foi possível observar que os valores dos limites de escoamento das partes curvadas sofreram redução em relação ao tubo original. Estes valores ficaram ligeiramente abaixo dos estabelecidos pela norma API 5L, que é de 450 MPa. ISHIKAWA et al. (2002) e BATISTA et al. (2006) justificaram este tipo de comportamento pela baixa temperabilidade do aço.

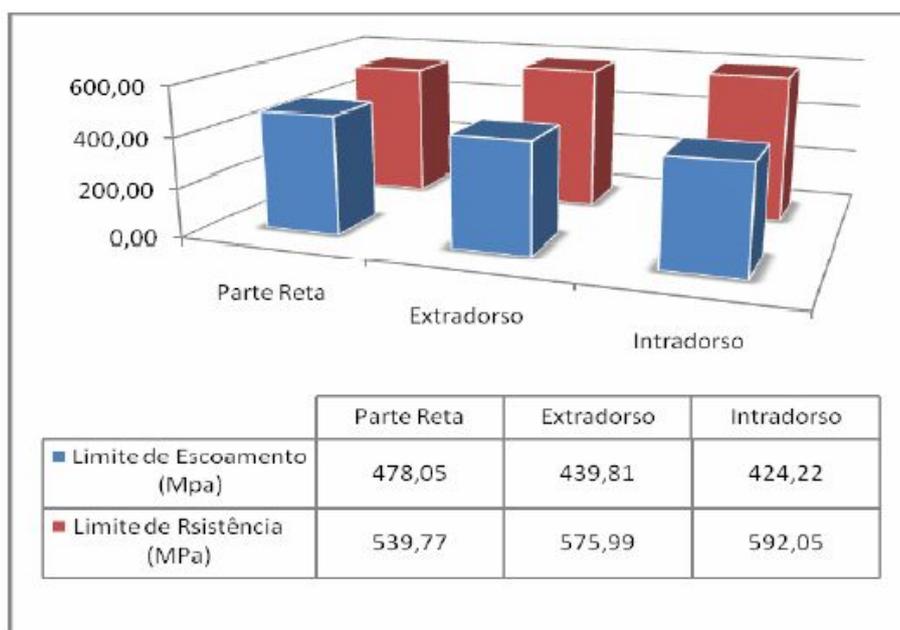


FIG. 7.5 Resultados dos ensaios de tração. FORTINI et al. (2008).

FORTINI et al. (2008) indicaram que a redução do limite de escoamento se deu pela combinação do baixo carbono equivalente do aço (0,34% em peso) aliado à grande espessura da parede (28,6 mm) do tubo. Pois um aço de baixo carbono equivalente possui baixa temperabilidade e a sua elevada espessura impede que se consiga altas taxas de resfriamento até à superfície interna da parede do tubo.

Uma outra forma de aumentar a resistência do material após curvamento seria através da realização de um tratamento térmico de revenimento após curvamento. BATISTA (2005), em caso semelhante, realizou um tratamento térmico de revenimento a 500°C por 1 hora e obtiveram em torno de 6% de aumento no limite

de escoamento em um tubo API 5L X80, que passou a atender aos valores mínimos estabelecidos pela norma.

Em outro trabalho, BATISTA et al (2007) realizaram tratamentos térmicos em laboratório com o intuito de avaliar os parâmetros do processo de curvamento e verificar se a temperatura de aquecimento e taxa de resfriamento empregados na prática industrial podem ser alteradas de modo a evitar a queda do limite de escoamento do aço. Foram utilizadas neste estudo, amostras de um tubo de aço de grau X80 com  $CE_{IIV}$  de 0,41%, que é considerado muito baixo para que este aço atinja o nível de resistência determinado por norma após ser submetido ao processo de curvamento por indução.

Amostras do aço passaram por ciclos térmicos com diferentes temperaturas de austenitização e tempo de encharque de 30 minutos. Foram usados diferentes meios de resfriamento como ar calmo, ar forçado, óleo e água, com o objetivo de avaliar diversas taxas de resfriamento. Após resfriamento, as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de revenimento a 500°C por 1 hora. A TAB. 7.1 sintetiza os experimentos realizados.

TAB. 7.1 Simulação dos ciclos térmicos de curvamento e tratamento térmico.

Temperatura de Austenitização	Tempo de Encharque	Meio de Resfriamento	Revenimento
1000°C	30 minutos	Ar calmo	500°C por 1 hora
1000°C		Ar forçado	
1000°C		Óleo	
1000°C		Água	
950°C			
950°C			

BATISTA et al (2007) chamaram atenção para as diferenças existentes entre uma simulação realizada em laboratório e o processo real de curvamento. O aquecimento realizado em forno laboratorial não simula perfeitamente o ciclo térmico de curvamento por indução já que as taxas de aquecimento, o tempo de encharque e resfriamento não são comparáveis. Além disto, nos testes realizados em laboratório não existe a contribuição do processo de deformação plástica do tubo, como ocorre no curvamento real.

A FIG. 7.6 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados nos corpos de prova que foram submetidos aos testes de tratamento térmico.

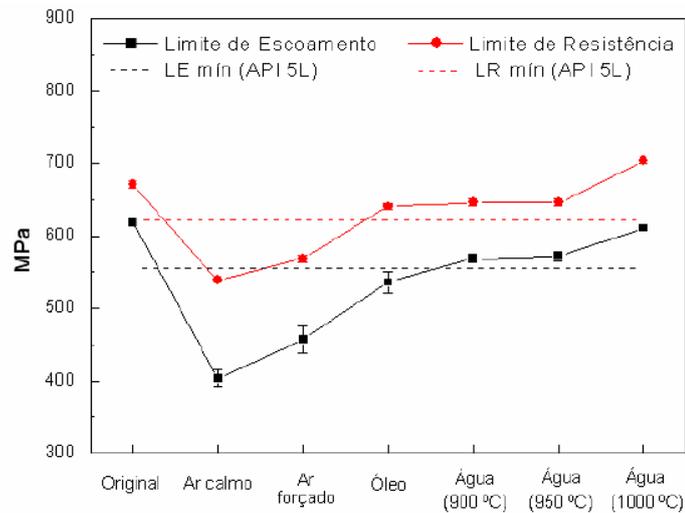


FIG. 7.6 Variação dos limites de escoamento e resistência em função dos tratamentos térmicos realizados. BATISTA et al (2007)

Como se pode observar, o tratamento de têmpera com resfriamento em água seguido pelo revenimento resultou em limite de escoamento superior ao mínimo especificado por norma. Porém, os corpos de prova resfriados em ar calmo, ar forçado e óleo não permitiram manter o limite de escoamento acima do mínimo especificado.

O material apresentou também, elevados valores de energia absorvida em ensaio Charpy, indicando que não se fragilizou com o tratamento térmico de têmpera seguido do revenimento, apresentando valores superiores ao especificado pela norma API 5L. Além disso, estes valores também foram maiores que os obtidos no material como recebido, sem tratamento térmico, conforme apresentado na FIG. 7.7

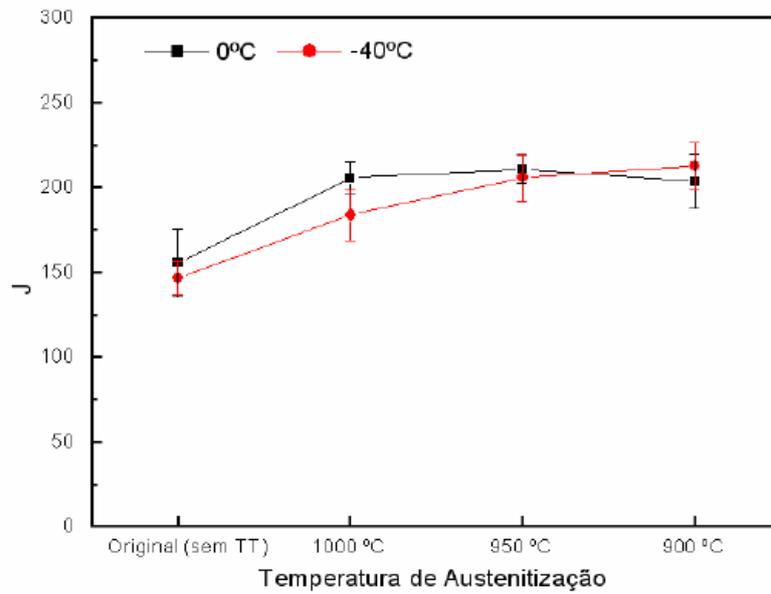


FIG. 7.7 Valores de energia absorvida em função da temperatura de austenitização. BATISTA et al (2007).

Estes resultados mostram que este material, API 5L X80, é capaz de apresentar excelentes propriedades em curvamento por indução desde que acentuadas taxas de resfriamento sejam utilizadas, como observado no caso do tratamento de têmpera com resfriamento em água.

## 8 MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

### 8.1 MATERIAL

Foi escolhido para este estudo, um tubo de aço da classe API 5L X80 PSL 2, de 34" de diâmetro, fabricado pelo processo UOE na TENARIS CONFAB (FIG. 8.1). A chapa foi fabricada pela USIMINAS através do processo de laminação controlada sem a técnica de resfriamento acelerado no final da laminação. Sua composição química está descrita na TAB. 8.1. Diversos parâmetros de curvamento foram testados neste tubo e, conseqüentemente, diferentes microestruturas e propriedades foram obtidas.

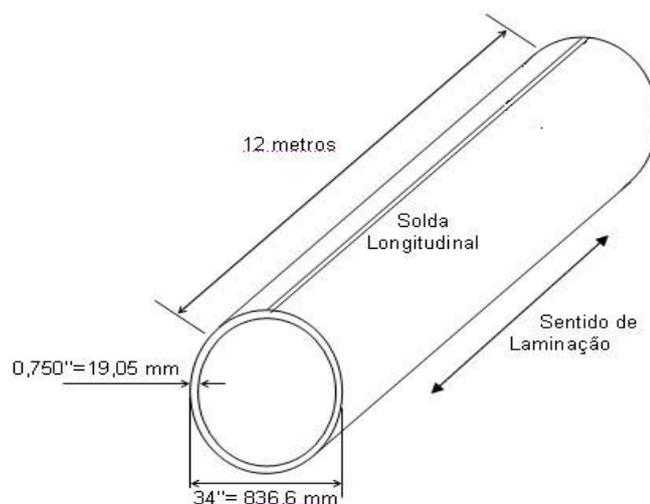


FIG. 8.1 Dimensões do tubo API 5L X80 utilizado no estudo.

TAB. 8.1 Tabela de composição química do tubo utilizado em percentual em peso.

C	S	Al	Si	P	Ti	V	Cr
0,06	0,003	0,016	0,33	0,013	0,015	0,017	0,086
Mn	Nb	Ni	Mo	B	N	CE <sub>Pcm</sub>	CE <sub>I<sub>II</sub>W</sub>
1,68	0,033	0,019	0,318	0,0001	0,0063	0,18	0,43

## 8.2 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

A primeira fase do estudo consistiu em realizar simulações dos ciclos térmicos do processo de curvamento por indução no tubo como recebido a fim de avaliar as influências dos parâmetros do processo, velocidade e temperatura, nas propriedades do aço sem a influência da deformação de curvamento. Para que cada um destes parâmetros fosse avaliado isoladamente foi necessário que apenas um variasse e os outros, incluindo a vazão da água de resfriamento, fossem mantidos.

As simulações estão descritas na e mostradas na FIG. 8.2. As taxas de resfriamento entre 800 e 300°C foram de aproximadamente 12 e 30°C/s nas superfícies interna e externa à parede do tubo, respectivamente. As medições das taxas foram realizadas por termopares soldados diretamente na superfície da parede do tubo somente na simulação com a temperatura de 980°C e velocidade de 0,9 mm/s.

TAB. 8.2 Parâmetros de velocidades e temperaturas utilizadas nas simulações.

Simulações	Condições de velocidade e temperatura		Temperaturas reais obtidas	Pressão da água de resfriamento
1º		900°C	905±14°C	0,05 MPa
2º	0,9 mm/s	980°C	986±14°C	
3º		1080°C	1080±18°C	
4º	0,3 mm/s	980°C	980±20°C	
5º	1,4 mm/s	980°C	986±13°C	

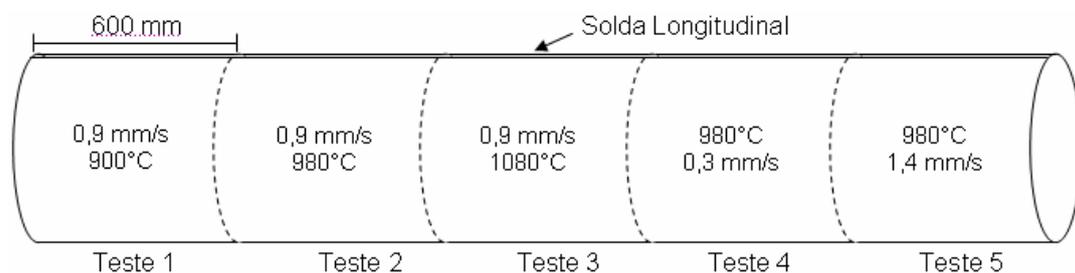


FIG. 8.2 Detalhes das simulações realizadas no tubo reto.

Na segunda fase do trabalho foi realizado o curvamento 5D (raio da curva sendo cinco vezes o diâmetro do tubo) utilizando os parâmetros que levaram o material a

apresentar as melhores propriedades mecânicas no tubo submetido às simulações citadas.

Na última fase, tratamentos térmicos de revenimento a 400, 500 e 600°C por uma hora e resfriamento ao ar livre foram aplicados à curva e ao tubo mãe como recebido.

As simulações e o curvamento do tubo foram realizados na máquina de curvamento por indução com capacidade de processar diâmetros de até 38” do tipo HR-38BG fabricada no Japão pela Dai-ichi High Frequency Co. LTD (DHF). E os tratamentos térmicos de revenimento foram realizados em forno mufla de laboratório. Ambos os equipamentos são de propriedades da Primus Processamento de Tubos S.A. PROTUBO, sediada em Campo Grande, Rio de Janeiro.

As caracterizações mecânicas consistiram em ensaios de tração e impacto nas direções longitudinal e transversal em relação ao comprimento do tubo, ou seja, ao sentido longitudinal de laminação da chapa. Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente e os de impacto a 0°C e -30°C. Três corpos de prova de cada ensaio foram removidos de cada região de interesse do tubo e da curva. A caracterização incluiu também a dureza HV10 realizada nas seções transversais e dureza superficial avaliada por durômetro portátil. As microestruturas foram analisadas através de microscopia ótica e eletrônica de varredura nas seções longitudinais, isto é, ao longo da espessura na direção de laminação.

Os cupons, que são porções de amostras do material, foram cortados do tubo por maçarico utilizando-se resfriamento com água para evitar aquecimento dos mesmos. Em seguida, estes cupons foram aparados por serra a frio com líquido refrigerante para remoção da região termicamente afetada pelo corte e posterior usinagem dos corpos de prova.

### 8.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALOGRAFICA

As análises consistiram em caracterizações microestrutural e mecânica de cada parte do tubo reto submetida às simulações, do tubo mãe na condição recebida, do

tubo curvado antes e após os ciclos de revenimento. O tubo curvado com e sem revenimento foi caracterizado em suas três principais regiões: intradorso, extradorso e linha neutra oposta à solda.

### 8.3.1 ANÁLISE METALGRÁFICA

Os corpos de prova, para análise metalográfica, foram preparados por lixamento, com utilização de lixas de 300, 600, 1200 e 2000 *mesh*, e polimento com pasta de diamante de 2,0 e 0,5  $\mu\text{m}$  em politriz semi-automática. O ataque químico foi realizado por nital a 2% em volume por 15 a 20 segundos para revelação dos contornos de grão e identificação de fases e agregados presentes.

O mapeamento metalográfico foi realizado em cinco regiões ao longo da espessura da seção longitudinal do tubo, conforme apresentado na FIG. 8.3.

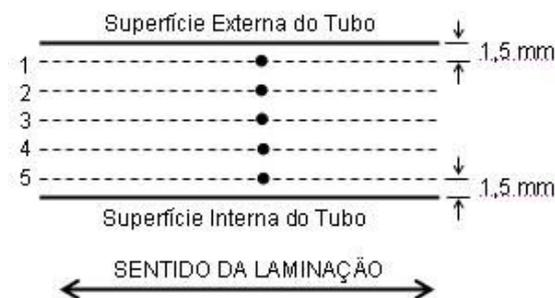


FIG. 8.3 Posições do mapeamento metalográfico.

As imagens por microscopia ótica foram realizadas na TORK Controle Tecnológicos de Materiais Ltda, sediada em Turiaçu, Rio de Janeiro. Foi utilizado um microscópio da marca KONTROL, modelo IM-7.13 dotado de uma câmera digital TOP WAY, modelo CP-47 DAY/NIGHT. As imagens por microscopia eletrônica de varredura foram realizadas por um microscópio do tipo JEOL JSM-6490LV na Universidade Estadual da Zona Oeste (UEZO).

As microestruturas obtidas neste estudo foram classificadas conforme abaixo:

- ferrita bainita (FB): apresenta-se como uma estrutura de ripas paralelas de ferrita com uma numerosa precipitação de cementita na forma de grânulos ou bastonetes no seu interior ou entre as ripas.

- ferrita acicular (FA): os grãos apresentam-se na forma acicular, extremamente refinados e não paralelos, nucleados no interior do grão da austenita com precipitações de cementita nos seus contornos;

- ferrita poligonal (FP): são grãos ferríticos que se apresentam na forma poligonal ou equiaxial livre de carbonetos no seu interior.

- martensita-austenita (MA): são microfases que se apresentam na forma de partículas brilhantes finamente distribuídas na matriz ferrítica observadas por microscopia eletrônica de varredura.

Essas microestruturas podem ser observadas em FIG. 8.4 em FIG. 8.5:

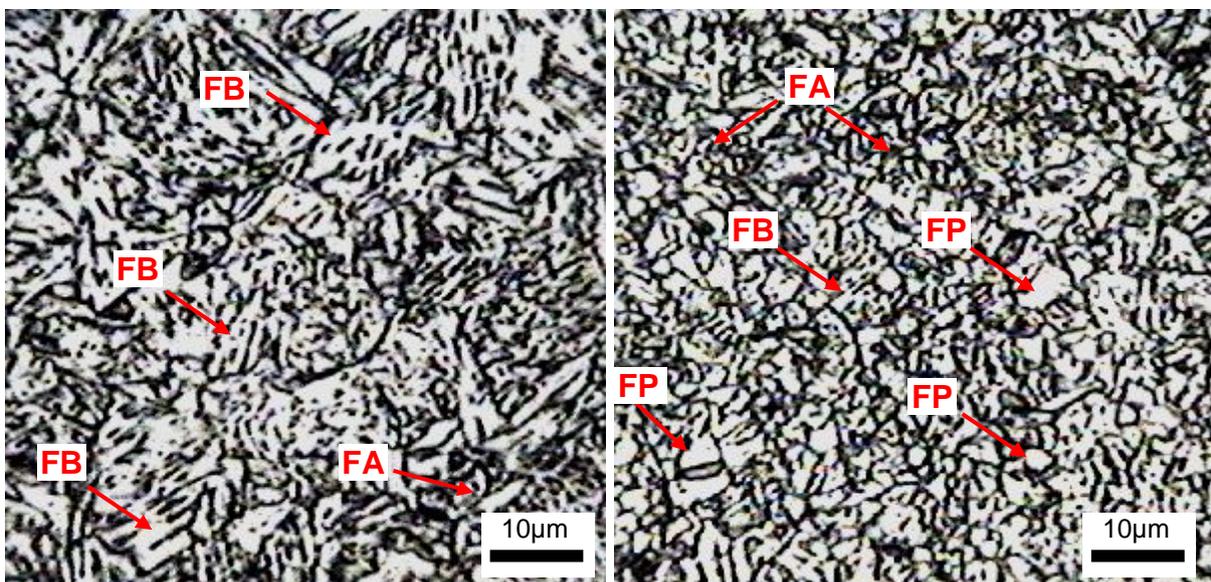


FIG. 8.4 Micrografias por microscopia ótica. FB - ferrita bainita, FA – ferrita acicular, FP – ferrita poligonal.

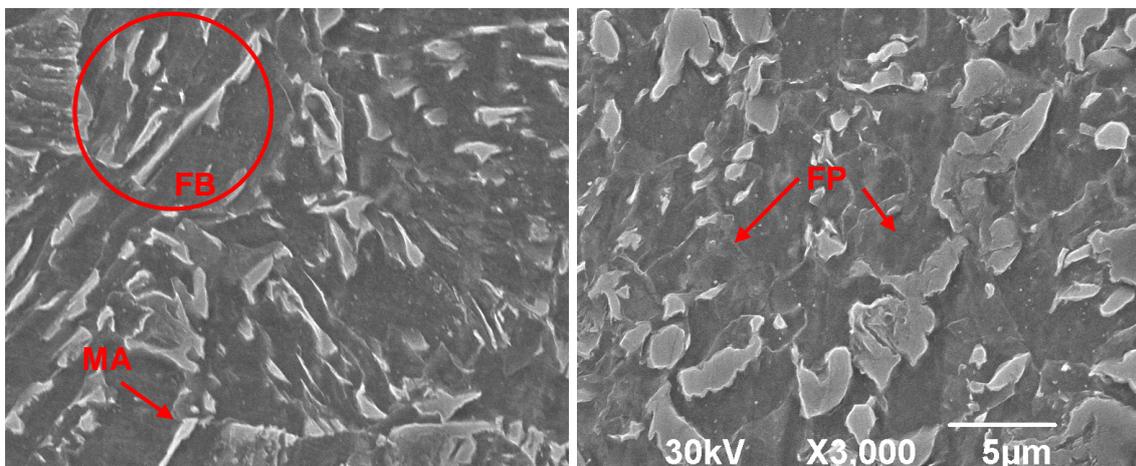


FIG. 8.5 Micrografias por microscopia eletrônica de varredura. FB - ferrita bainita, FP – ferrita poligonal, MA – martensita-austenita.

### 7.3.1 ENSAIOS MECÂNICOS

Para estimar a média verdadeira das propriedades mecânicas do material, utilizou-se a estimação do erro da distribuição t Student sobre a média dos resultados de três ensaios realizados com intervalo de confiança de 95%. O cálculo do erro estimado sobre a média da amostragem foi baseado na equação abaixo:

$$\bar{x} \pm t \frac{S}{\sqrt{n}}$$

Onde:

$\bar{x}$  = média dos resultados encontrados nos ensaios realizados;

S = desvio padrão dos resultados encontrados;

t = é o valor da confiança desejada extraída da distribuição t Student;

n = número de ensaios realizados (três corpos de prova para cada tipo ensaio realizado).

Os corpos de prova de tração foram usinados conforme esquema da FIG. 8.6, seguindo a norma ASTM A 370. Os cupons que foram removidos na direção transversal do tubo sofreram desempenho devido à curvatura do diâmetro, seguindo orientação da norma. Foram ensaiados três corpos de prova para cada região de interesse.

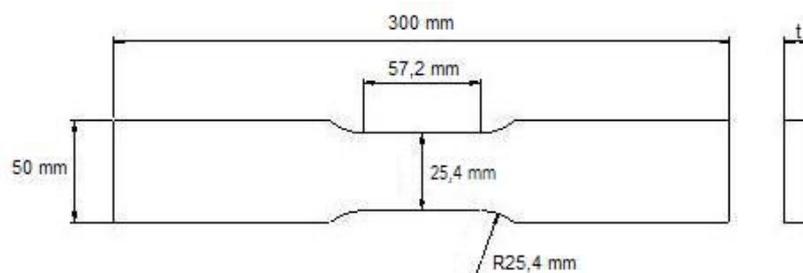


FIG. 8.6 Corpo de prova de tração (ASTM A370).

Os ensaios foram realizados na máquina universal de ensaios da marca Losenhausen com capacidade de 60 toneladas, certificada pela Rede Brasileira de Calibração (RBC).

Os corpos de prova de impacto foram usinados como indicado na FIG. 8.7, conforme norma ASTM A 370. Os mesmos foram removidos a 2,0 mm da superfície externa da parede do tubo e não sofreram desempenho. O entalhe em “V” foi realizado na direção da espessura da parede, conforme especifica a norma. Foram realizados na temperatura de 0°C e a -30°C. A escolha da temperatura de -30°C foi uma alternativa para se obter dados do material que possa ser utilizado em ambientes de baixa temperatura. Foram ensaiados três corpos de prova para cada temperatura e para cada região de interesse.

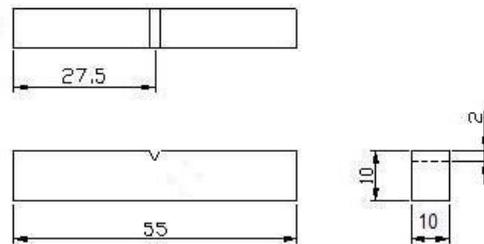


FIG. 8.7 Corpo de prova de impacto. Dimensões em milímetros.

Os ensaios foram realizados na máquina de impacto do fabricante WPM certificada pela NIST. Utilizou-se nitrogênio líquido diluído em álcool para preparação do banho para refrigeração das amostras e as temperaturas foram verificadas por termômetro digital do fabricante ECIL calibrado pela RBC. Os corpos de prova foram imersos na solução de álcool por pelo menos dez minutos para garantir o encharque da temperatura.

Os ensaios de tração e impacto foram também realizados na TORK Controle Tecnológicos de Materiais Ltda.

E por fim, o mapeamento da dureza HV10, na seção transversal da parede do tubo, está esquematicamente representado na FIG. 8.8. Três pontos de dureza foram realizados em cinco linhas distribuídas ao longo da espessura, conforme indicadas na figura.

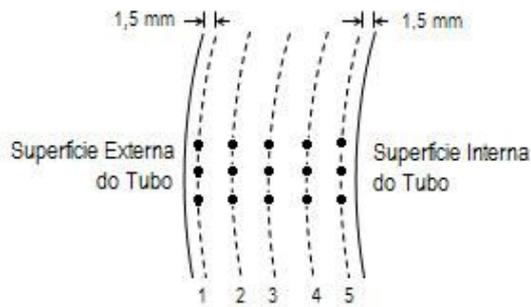


FIG. 8.8 Mapeamento de dureza na seção transversal ao sentido longitudinal do tubo.

O ensaio de dureza HV10 foi realizado na PROTUBO utilizando um durômetro do fabricante WPM, modelo HPO-250, com penetrador piramidal de diamante.

Três ensaios de dureza superficial Brinell foram realizados pelo instrumento Poldi em todas as regiões de interesse. O durômetro Poldi é um instrumento portátil que cuja medição da dureza é realizada pela comparação dos diâmetros entre duas calotas geradas por um indentador esférico, sendo uma realizada num material de dureza conhecida e a outra no material que se deseja conhecer. As calotas são geradas por uma força de impacto de um martelo com intensidade qualquer imposta pelo operador sobre a barra padrão de dureza conhecida, conforme indicado esquematicamente na FIG. 8.9. A dureza superficial é obtida pelo produto da dureza em HB da barra padrão pelo quadrado da razão do diâmetro da calota da barra padrão ( $C_P$ ) pelo diâmetro da calota da superfície a ser avaliada ( $C_S$ ), conforme equação abaixo.

$$HB_S = HB_P \left( \frac{C_P}{C_S} \right)^2$$

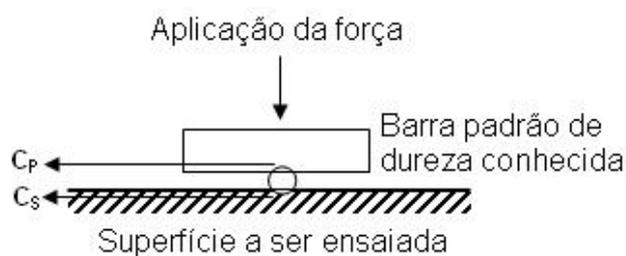


FIG. 8.9. Desenho esquemático de medição da dureza superficial POLDI.

## 9 RESULTADOS

### 9.1 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA E MECÂNICA TUBO COMO RECEBIDO

A FIG. 9.1 mostra o mapeamento da microestrutura do aço ao longo da espessura na seção longitudinal do tubo como recebido, conforme posições indicadas na FIG. 8.3. As posições das imagens estão enumeradas de 1 a 5, onde a posição 1 representa a microestrutura nas proximidades da superfície externa da parede e 5 na interna. À direita estão as durezas HV10 das mesmas regiões. A microestrutura foi basicamente formada por uma mistura de ferrita recristalizada e parcialmente recristalizada e por pequenos percentuais de perlita fina e bainita associadas ao microconstituente MA, como pode ser melhor observada com maior ampliação por microscopia eletrônica de varredura (MEV) na mesma figura. Ela apresentou-se bastante heterogênea quanto ao tamanho e a forma dos grãos ferríticos, além de ser muito refinada e encruada.

A TAB. 9.1 apresenta as propriedades mecânicas de resistência à tração e energia absorvida em impacto à -30 e 0°C do tubo reto como recebido. Todas as propriedades atenderam aos requisitos da norma API 5L que o especifica.

TAB. 9.1 Propriedades mecânicas do tubo mãe.

	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Alongamento (%)	Energia (J) -30°C	Energia (J) 0°C
<b>Longitudinal</b>	600	693	0,86	32,5	141	180
<b>Transversal</b>	609	714	0,85	32,7	106	140
<b>Crítérios (API 5L 2007)</b>	555 ~ 705	625 ~ 825	0,93% (máx)	21% (mín.)	-	40 (mín.)

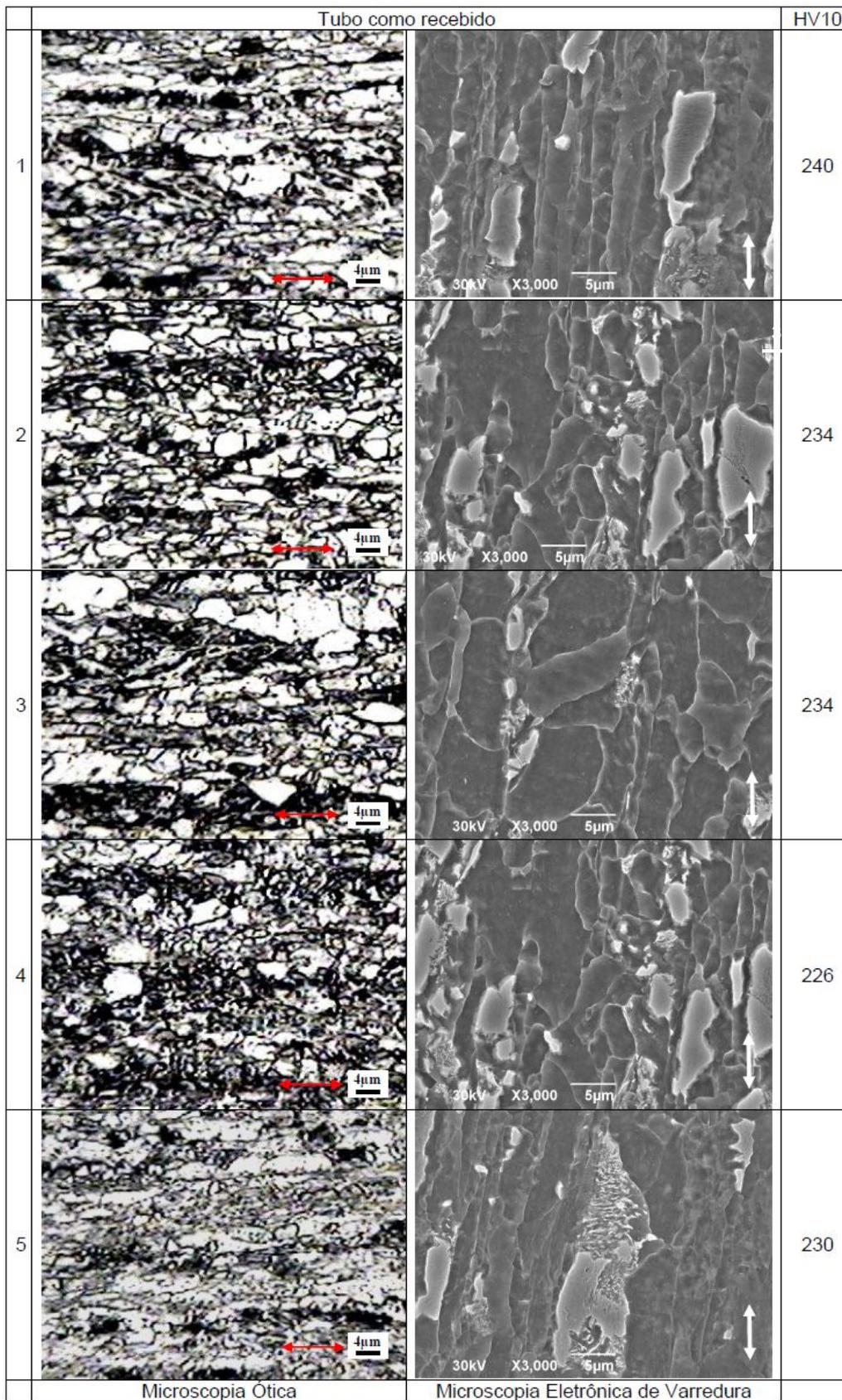


FIG. 9.1 Micrografias do tubo como recebido por MEV. As imagens de 1 a 5 foram tomadas ao longo da espessura do tubo sendo a 1 mais próxima da superfície externa da parede. Sentido de laminação indicado pelas setas sobre as imagens.

## 9.2 CARACTERIZAÇÃO DO TUBO RETO SUBMETIDOS ÀS SIMULAÇÕES DOS CICLOS TÉRMICOS DO PROCESSO DE CURVAMENTO

Esta seção apresenta os resultados das microestruturas e das propriedades mecânicas obtidas no tubo reto submetido às simulações dos ciclos térmicos do processo de curvamento. Estas simulações, sem realizar o curvamento, conforme proposto no objetivo do estudo, consistiram-se em submeter o tubo como recebido na temperatura de 980°C e nas velocidades de 0,3, 0,9 e 1,4 mm/s, sendo que na velocidade de 0,9 mm/s utilizou-se ainda as temperaturas de 900 e 1080°C sem realizar o curvamento.

### 9.2.1 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA

As figuras FIG. 9.2 a FIG. 9.5 mostram as micrografias ao longo da espessura da seção longitudinal do tubo reto, submetido às simulações dos ciclos térmicos propostos, realizadas por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). Na parte superior das figuras FIG. 9.2 e FIG. 9.4 estão apresentados os ciclos térmicos aplicados e a esquerda estão apresentadas as posições das imagens enumeradas de 1 a 5 conforme indicadas na FIG. 8.3. A dureza em HV10 está apresentada sobre as micrografias. Na parte inferior das imagens estão apresentados os limites de escoamento e de resistência do aço submetido aos respectivos ciclos térmicos. As figuras FIG. 9.3 e FIG. 9.5 são micrografias realizadas por MEV nas mesmas regiões observadas por MO.

Os diferentes ciclos térmicos aplicados ao tubo, pela máquina de curvamento, induziram diferentes evoluções microestruturais ao aço e, conseqüentemente, diferentes propriedades mecânicas. As microestruturas obtidas nas simulações na temperatura de 980°C (FIG. 9.2 e FIG. 9.3) apresentaram-se com uma mistura de ferrita acicular e ferrita bainita na velocidade de 0,3 mm/s, mas com presença de ferrita poligonal observada por MEV. Na velocidade de 0,9 e 1,4 mm/s, a fase ferrita acicular apresentou ainda mais refinada, tornando-a complexa de ser avaliada por microscopia ótica. Pode-se observar por MEV que a quantidade de ferrita acicular

para a velocidade de 1,4 mm/s apresentou-se com maior fração volumétrica quando comparada com as demais velocidades. E também, a fração volumétrica da fase ferrita acicular reduziu progressivamente da superfície externa para interna da parede do tubo em todas as simulações.

As microestruturas obtidas nas simulações com a velocidade de 0,9 mm/s (FIG. 9.4 e FIG. 9.5) apresentaram-se com maior percentual de ferrita acicular nas temperaturas mais elevadas e a fração volumétrica desta reduziu progressivamente da superfície externa para interna da parede do tubo.

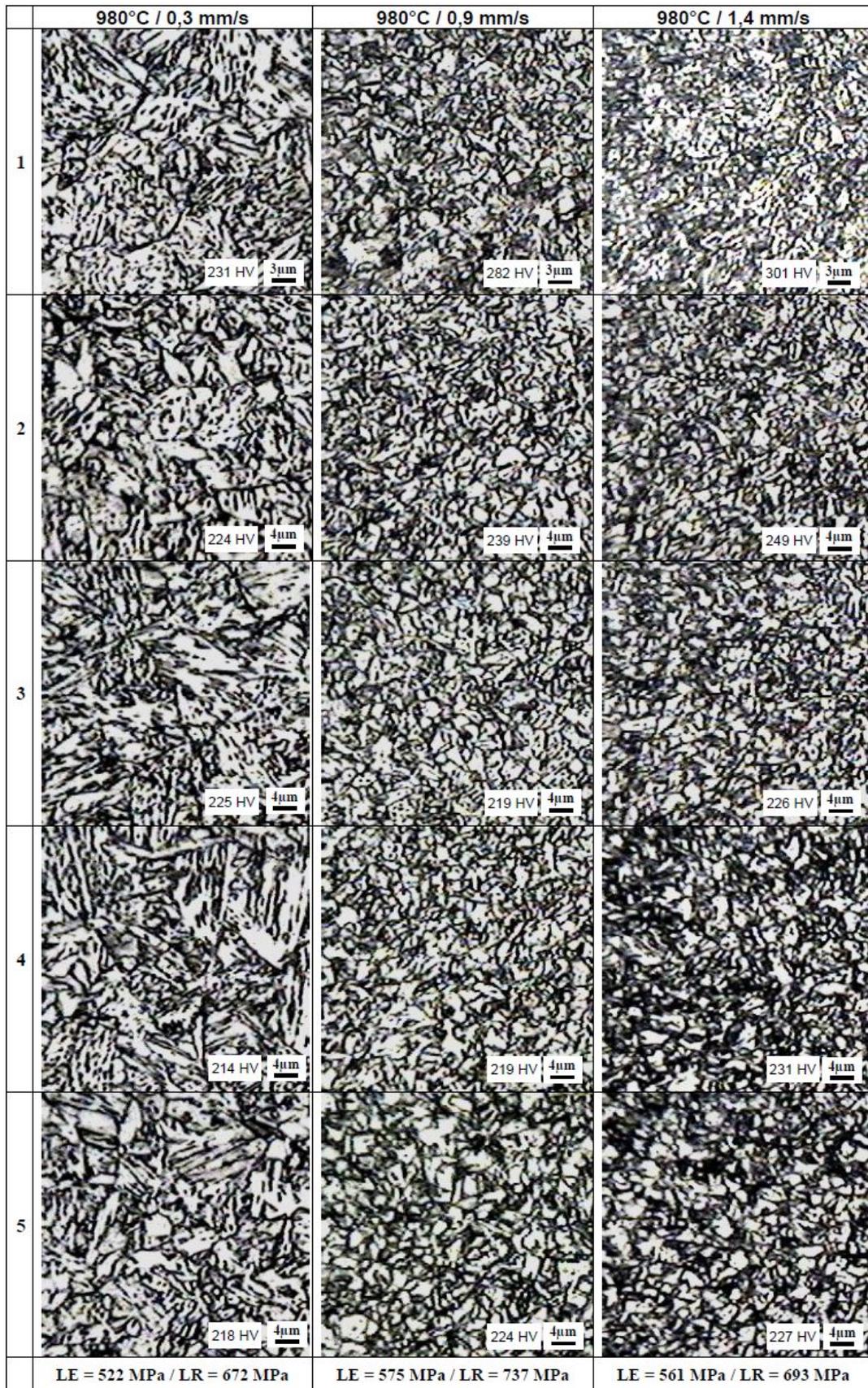


FIG. 9.2 Micrografia ótica do tubo tratado a 980°C nas velocidades de 0,3, 0,9 e 1,4 mm/s.

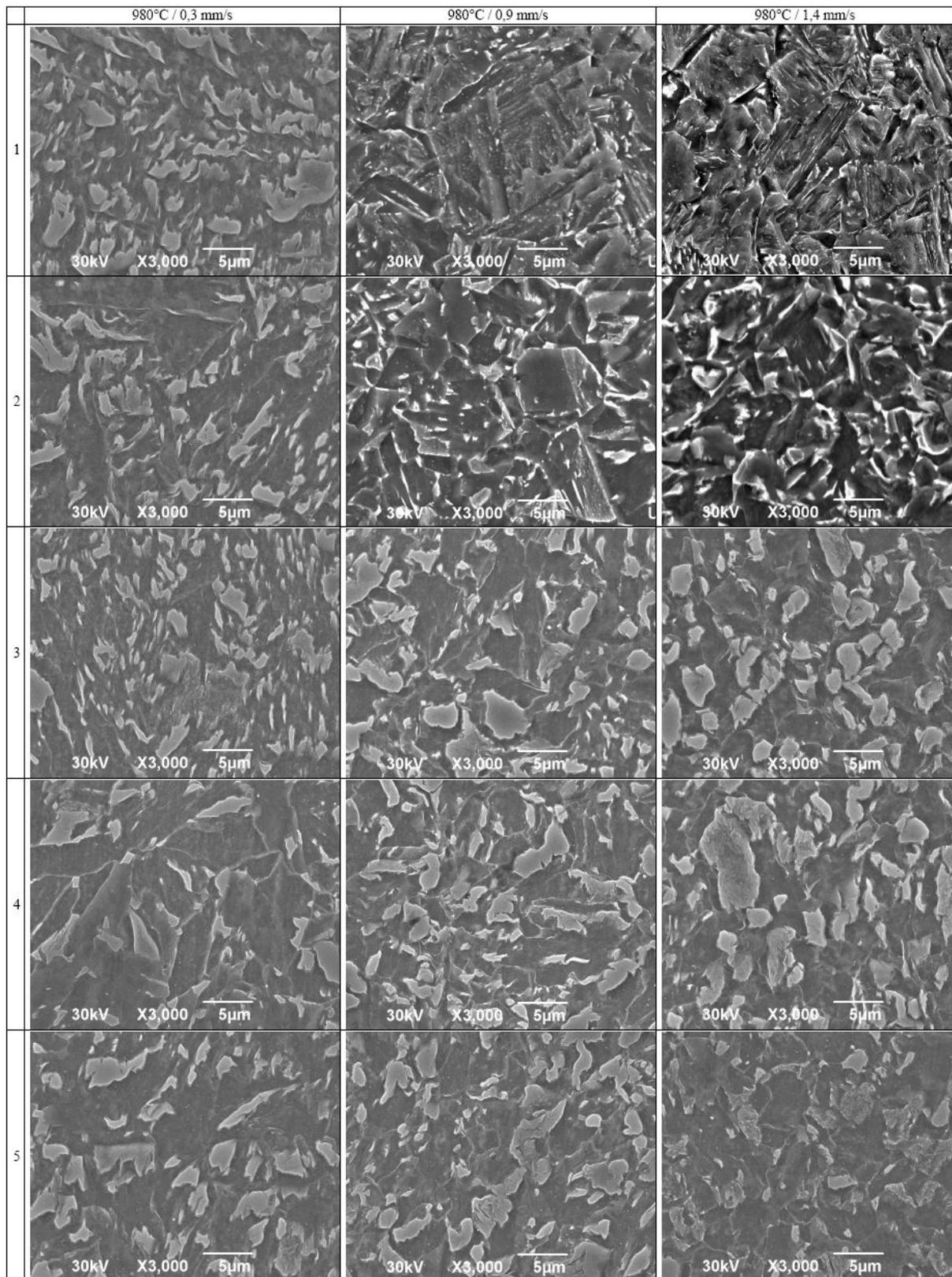


FIG. 9.3 Micrografia eletrônica de varredura ao longo da espessura do tubo reto tratado a 980°C e nas velocidades de 0,3, 0,9 e 1,4 mm/s.



FIG. 9.4. Micrografia ótica do tubo reto tratado na velocidade de 0,9 mm/s e nas temperaturas de 900, 980 e 1080°C.

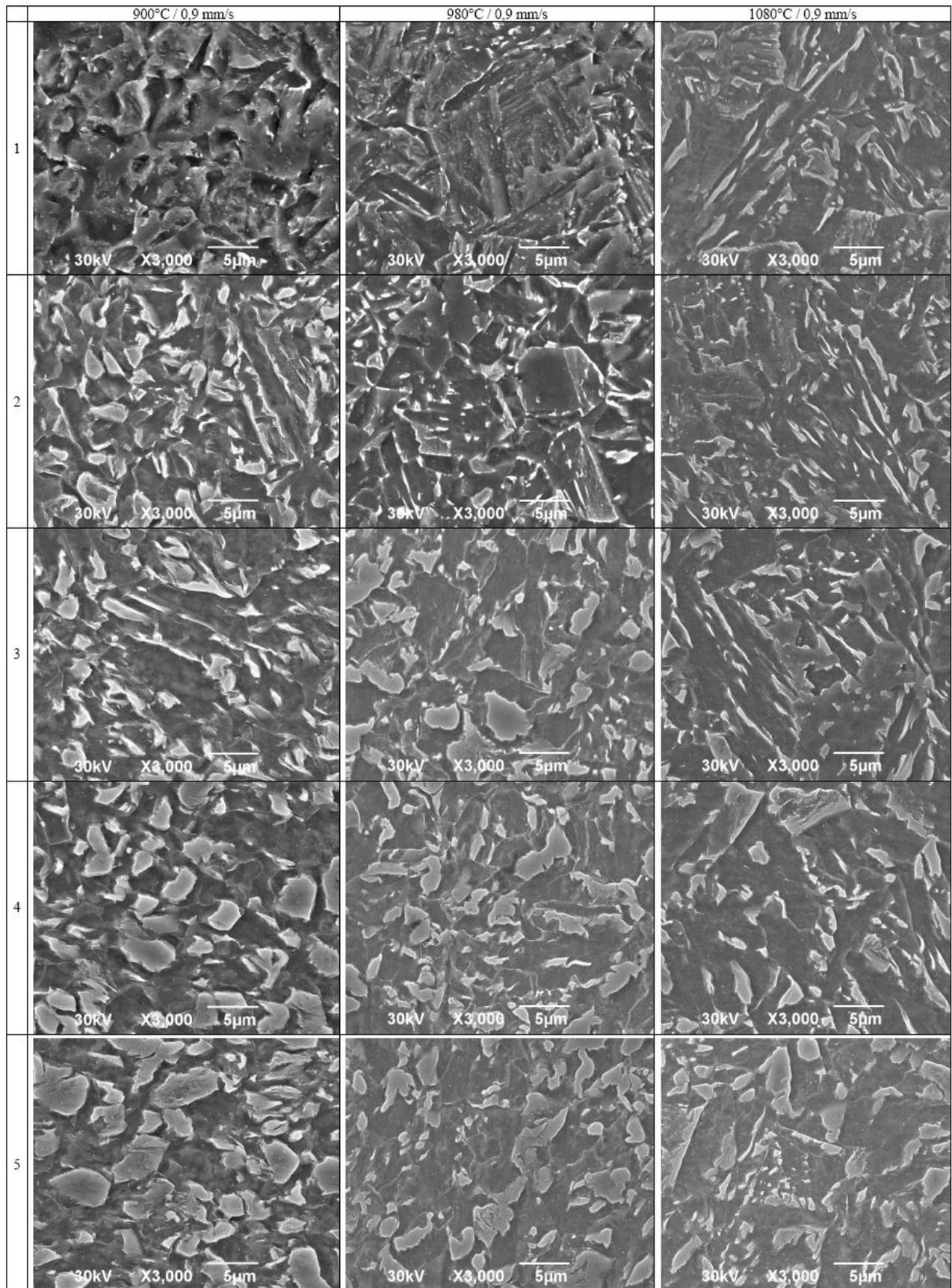


FIG. 9.5 Micrografia eletrônica de varredura ao longo da espessura do tubo reto tratado na velocidade de 0,9 mm/s e nas temperaturas de 900, 980 e 1080°C.

## 9.2.2 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

### 9.2.2.1 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

A FIG. 9.6 mostra os resultados dos ensaios de tração realizados nas direções longitudinal e transversal do tubo como recebido e após as simulações na temperatura de 980°C e velocidades de 0,3, 0,9 e 1,4 mm/s. Os limites de resistência nas duas direções, assim como, o limite de escoamento na direção transversal para todos os ciclos simulados ficaram acima do determinado pela norma API 5L. A tensão de escoamento na direção longitudinal comportou-se diferente: na velocidade de 0,3 mm/s ficou abaixo do mínimo especificado; para a velocidade de 1,4 mm/s a tensão de escoamento apresentou-se no limite mínimo; e na velocidade de 0,9 mm/s, a mesma foi superior à especificada.

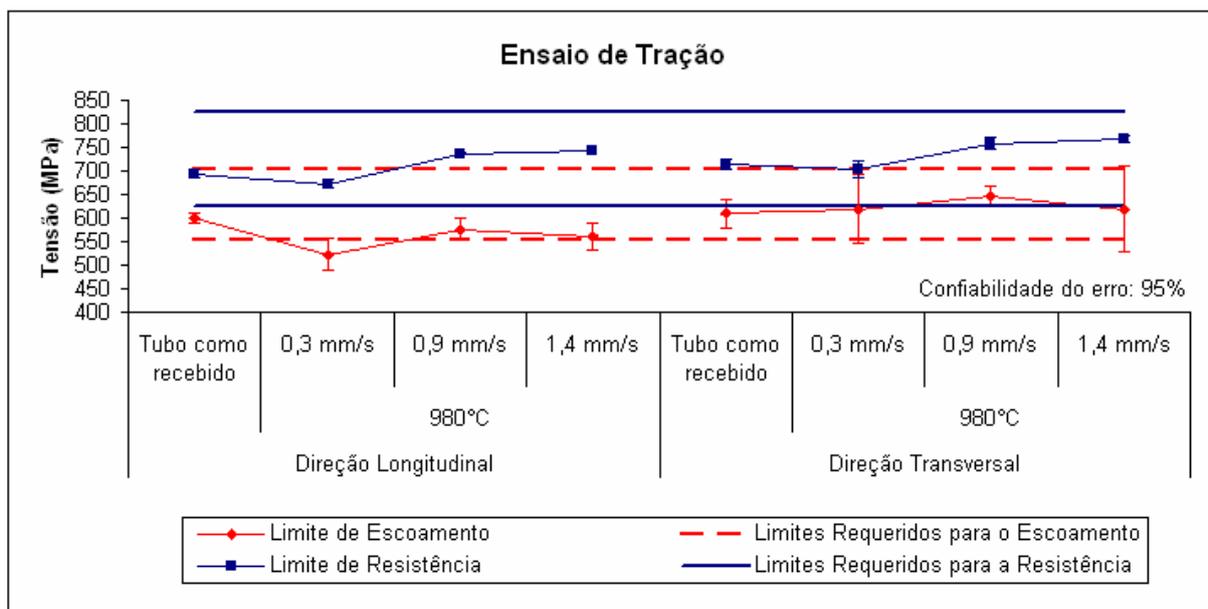


FIG. 9.6 Ensaio de tração no tubo reto submetido às velocidades de 0,3, 0,9 e 1,4 mm/s na temperatura de 980°C.

O gráfico dos ensaios de tração do tubo reto submetidos às simulações nas temperaturas de 900, 980 e 1080°C na velocidade de 0,9 mm/s está mostrado na FIG. 9.7. Observou-se que, para a direção longitudinal, o limite de escoamento apresentou-se inferior ao mínimo especificado pela norma para a temperatura de

900°C e acima do limite mínimo nas demais temperaturas. Para a direção transversal, o limite de escoamento apresentou-se com uma correlação muito forte com a temperatura empregada, chegando a atingir o limite máximo especificado na temperatura de 1080°C. Os limites de resistência apresentaram-se dentro da faixa especificada pela norma do material para ambas as direções longitudinal e transversal, para todas as simulações.

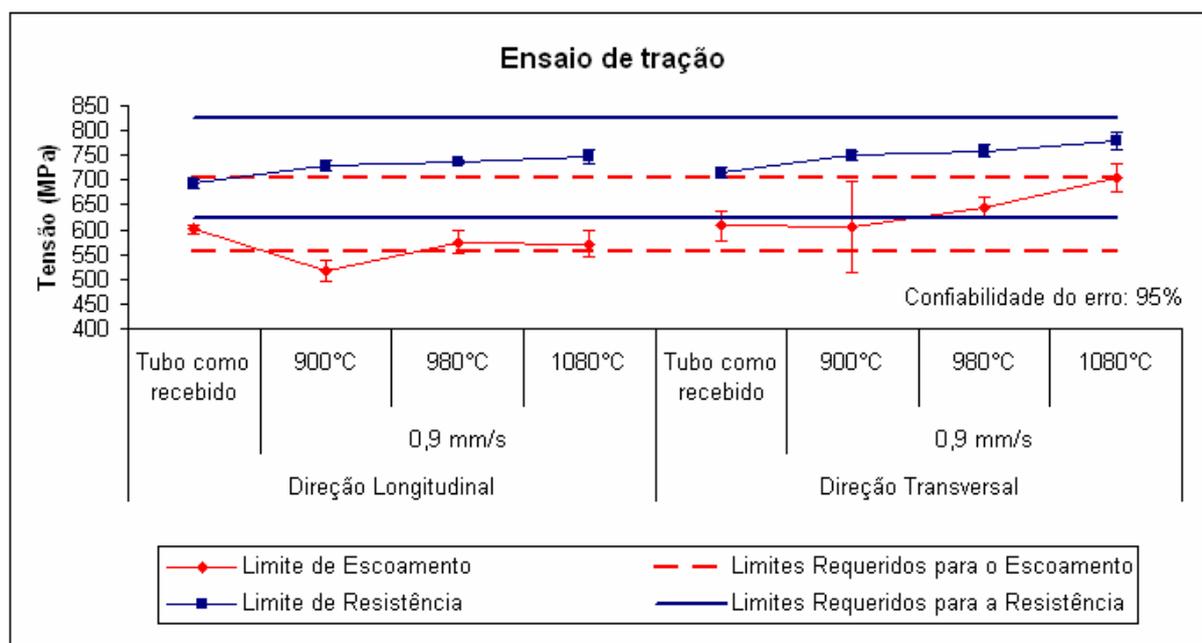


FIG. 9.7 Ensaios de tração no tubo reto submetido às temperaturas de 900, 980 e 1080°C na velocidade de 0,9 mm/s.

Observa-se também que, tanto o escoamento, quanto a resistência do aço apresentaram um ligeiro aumento com a temperatura utilizada (FIG. 9.7).

As tabelas TAB. 9.2 e TAB. 9.3 apresentam a razão do Limite de Escoamento (LE) pelo Limite de Resistência (LR) e alongamento percentual obtidos nos ensaios de tração longitudinal e transversal. Tanto LE/LR quanto o alongamento atenderam aos critérios especificados pela norma em todas as simulações dos ciclos térmicos empregados.

TAB. 9.2 Razão do Limite de Escoamento pelo de Resistência e Alongamento na Temperatura de 980°C.

Direção	Critérios	Tubo como recebido	0,3 mm/s	0,9 mm/s	1,4 mm/s
Longitudinal	LE/LR	Máximo: 0,93	0,87	0,78	0,75
	Alongamento (%)	Mínimo: 21%	33	40	40
Transversal	LE/LR	Máximo: 0,93	0,85	0,88	0,81
	Alongamento (%)	Mínimo: 21%	33	38	36

TAB. 9.3 Razão do Limite de Escoamento pelo de Resistência e Alongamento na velocidade de 0,9 mm/s.

Direção	Critérios	Tubo como recebido	900°C	980°C	1080°C
Longitudinal	LE/LR	Máximo: 0,93	0,87	0,71	0,76
	Alongamento (%)	Mínimo: 21%	32,6	40,1	38,9
Transversal	LE/LR	Máximo: 0,93	0,85	0,80	0,90
	Alongamento (%)	Mínimo: 21%	32,7	37,3	35,0

#### 9.2.2.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO

Os diferentes ciclos térmicos empregados nas simulações tiveram grande influência na energia absorvida em impacto do material, como pode ser observado nos gráficos da FIG. 9.8 e FIG. 9.9. A energia absorvida foi avaliada nas temperaturas de 0°C, como exigido pela norma API 5L 2007 para dutos terrestres, e a -30°C. Todas as energias médias encontradas apresentaram-se superiores ao mínimo de 40J na temperatura de 0°C para ambas as direções longitudinal e transversal em todas as simulações empregadas, atendendo ao especificado pela norma. Embora as médias de energias se apresentassem acima da mínima estabelecida, as margens de erro inferior ficaram abaixo nas simulações onde se utilizou, independentemente, velocidade de 0,3 mm/s e temperatura de 1080°C. Foi observado que as energias absorvidas apresentaram um aumento expressivo em relação ao tubo mãe na condição recebida, principalmente, para a simulação na temperatura de 980°C.

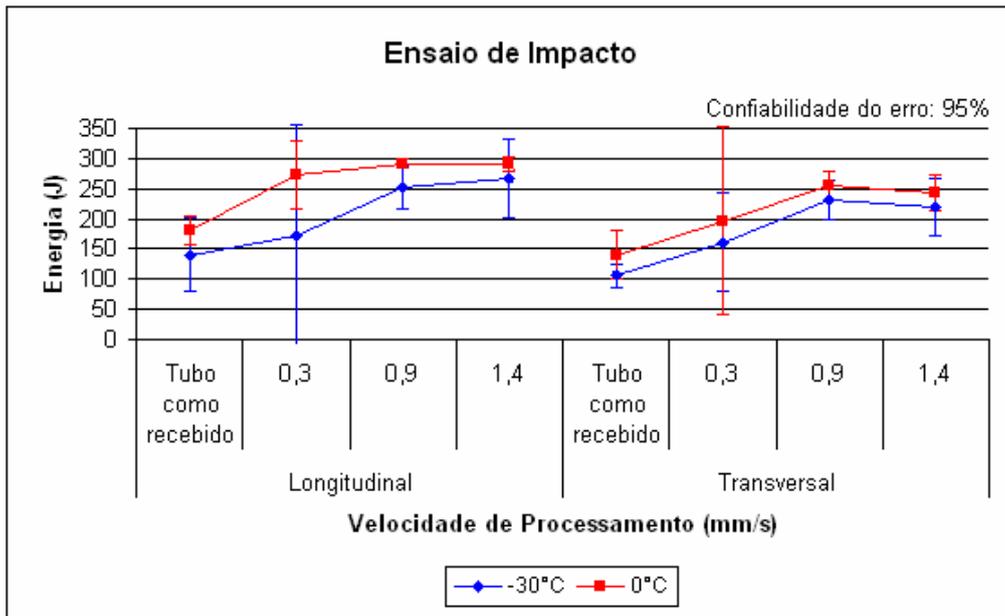


FIG. 9.8 Ensaio de Impacto referentes às simulações na temperatura de 980°C.

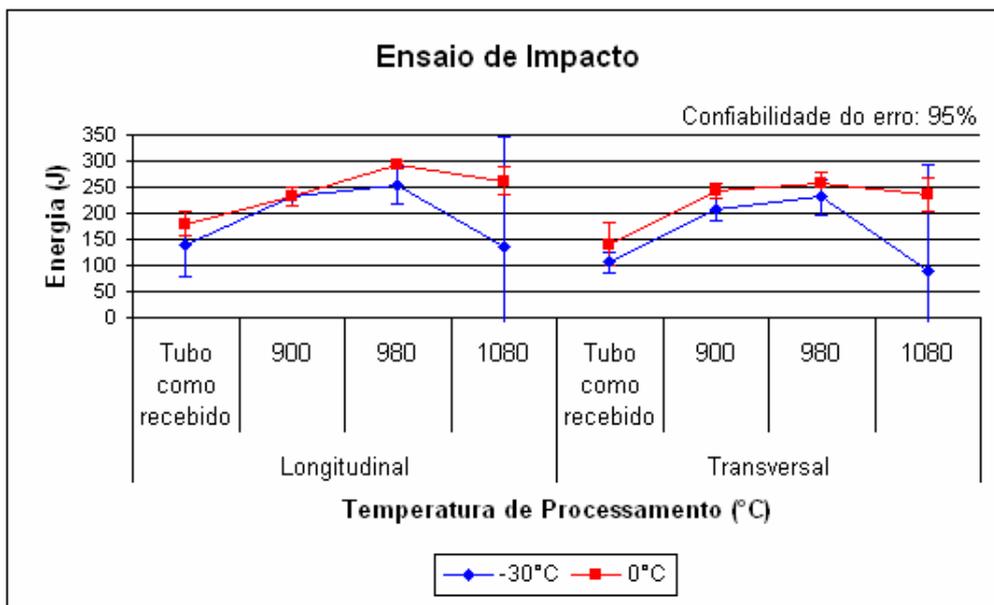


FIG. 9.9 Ensaio de Impacto referentes às simulações na velocidade de 0,9 mm/s.

### 9.2.2.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA

As figuras FIG. 9.10 e FIG. 9.11 apresentam o perfil de dureza HV10 ao longo da espessura, nas posições indicadas da FIG. 8.8, para as simulações empregadas. Observou-se que a dureza diminuiu da superfície externa da parede do tubo para a interna. A dureza medida na posição 1 do mapeamento da amostra simulada na

velocidade de 1,4 mm/s e temperatura de 980°C (FIG. 9.10) foi 304 HV10 sendo, portanto, superior ao máximo especificado pelas normas de curvamento ISO 15570 e ABNT NBR 15273, que é de 300 HV10.

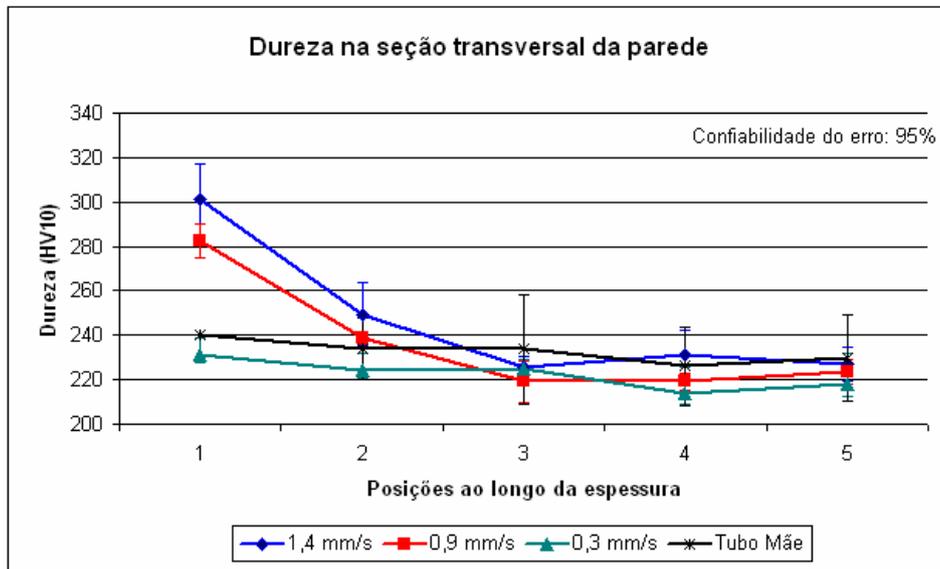


FIG. 9.10 Dureza na seção da parede do tubo submetido às simulações na temperatura constante de 980°C.

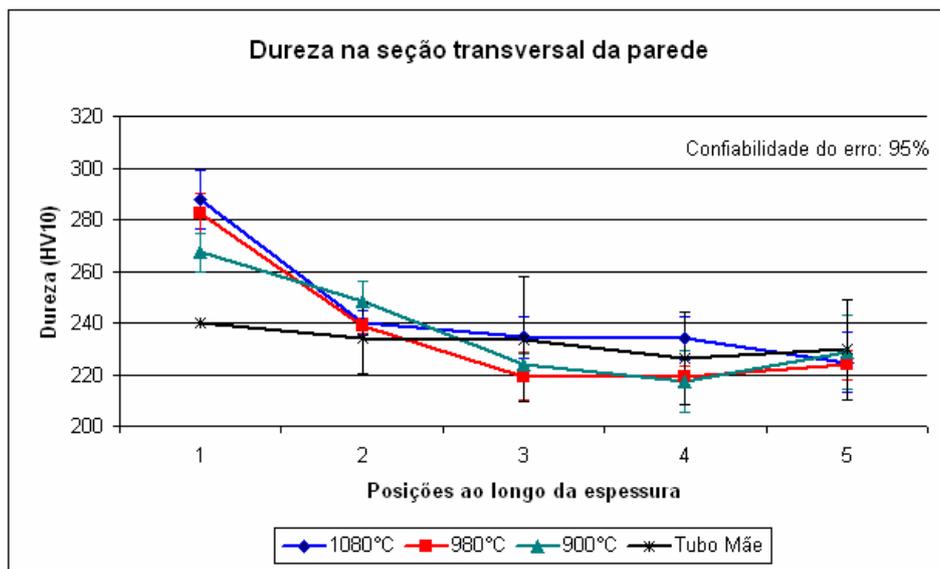


FIG. 9.11 Dureza na seção da parede do tubo submetido às simulações na velocidade constante de 0,9 mm/s.

Notou-se também, que a dureza nas proximidades da superfície externa do tubo, posição 1, aumentou com a velocidade de avanço do tubo e com a temperatura utilizada. A partir do meio da espessura para a superfície interna não foram encontradas diferenças significativas entre as simulações empregadas. O aumento

da dureza superficial com a velocidade foi confirmado pela dureza medida diretamente sobre a superfície externa da parede do tubo como apresentado no gráfico da FIG. 9.12. Porém, todas as durezas medidas apresentaram-se abaixo do limite máximo de 283 HB especificado pelas normas de curvamento, ISO 15570 e ABNT NBR 15273.

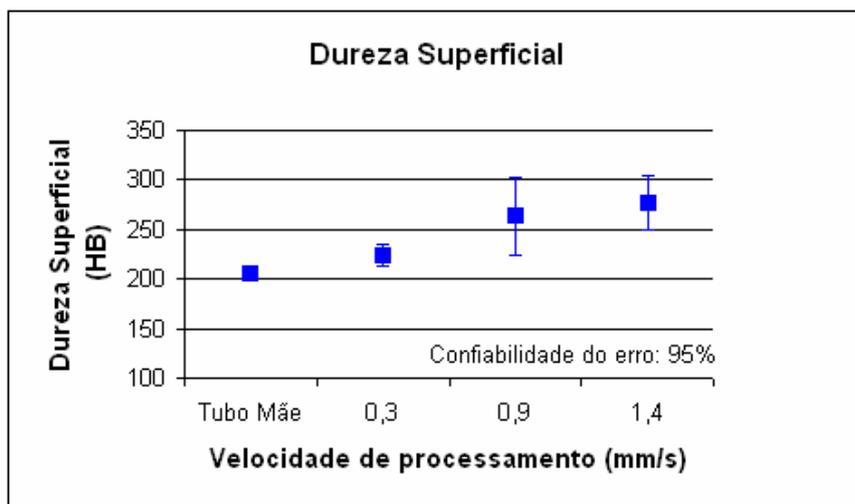


FIG. 9.12 Dureza superficial em HB para as simulações com variação de velocidade e temperatura constante em 980°C.

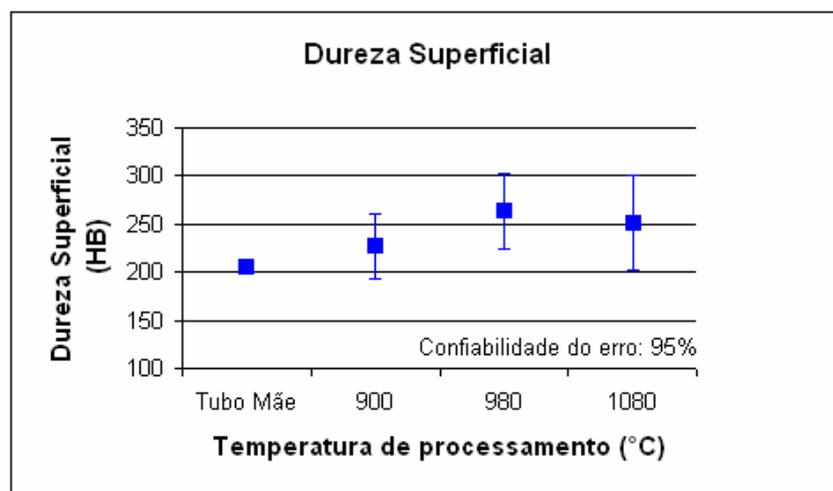


FIG. 9.13 Dureza superficial em HB para as simulações com variação de temperatura e velocidade constante 0,9 mm/s.

A dureza superficial aumentou também com a temperatura de processamento até 980°C. E todas as durezas medidas atenderam ao limite máximo estabelecidos pela norma.

### 9.3 CARACTERIZAÇÃO DO TUBO CURVADO

Analisando os resultados encontrados na primeira fase do trabalho foi possível observar nas simulações com a temperatura de 980°C, que:

- na velocidade de avanço do tubo com 0,3 mm/s, o limite de escoamento do aço na direção longitudinal foi 6% inferior ao mínimo especificado por norma;
- usando a velocidade de avanço de 1,4 mm/s, a dureza na seção da parede ultrapassou o limite máximo especificado de 300 HV10 em cerca de 1%.

E nas simulações com a velocidade de 0,9 mm/s, observou-se que:

- a tensão de escoamento na direção longitudinal foi 6,6% inferior ao especificado em norma quando a temperatura da simulação foi de 900°C;
- o limite de escoamento na direção transversal atingiu o valor máximo de 705 MPa especificado por norma quando a temperatura da simulação foi de 1080°C.

Verificou-se ainda que todas as propriedades investigadas apresentaram-se dentro dos valores especificados pelas normas para ambas as direções, longitudinal e transversal, para a simulação realizada na velocidade de 0,9 mm/s e temperatura de 980°C. Baseado nestes resultados, decidiu-se realizar o curvamento de 45° e com raio 5D utilizando estes parâmetros.

As figuras FIG. 9.14 e FIG. 9.15 apresentam algumas fotos do tubo curvado. Nelas estão apontadas as regiões do extradorso, intradorso, os trechos retos, e a linha neutra da solda e a oposta à solda longitudinal ao tubo.

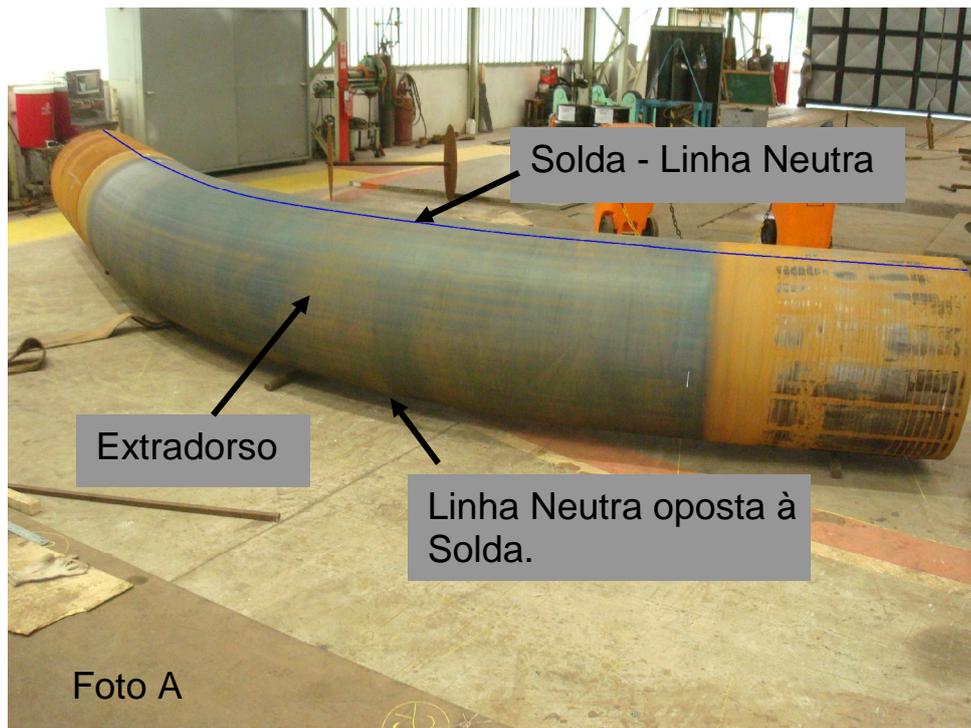


FIG. 9.14. Foto do tubo curvado – Extradorso

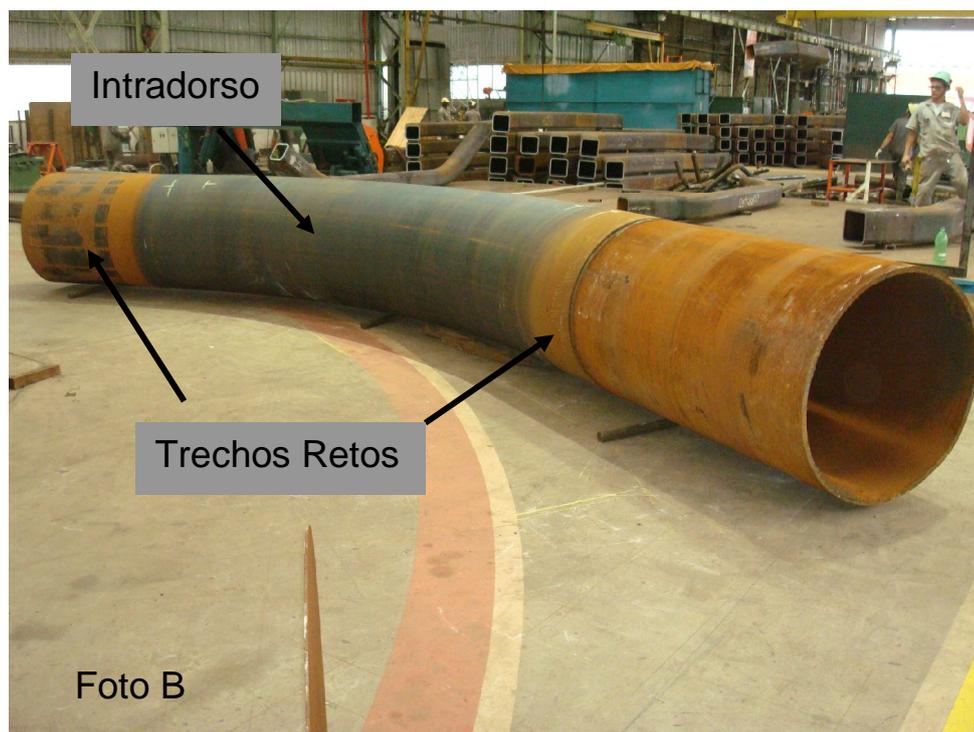


FIG. 9.15 Foto do tubo curvado - Intradorso.

A FIG. 9.16 mostra o gráfico das temperaturas lidas por um pirômetro infravermelho manual durante o curvamento do tubo para as regiões do extradorso e

intradorso. A temperatura registrada no extradorso foi de  $980 \pm 20^\circ\text{C}$  e no intradorso foi de  $970 \pm 24^\circ\text{C}$ .

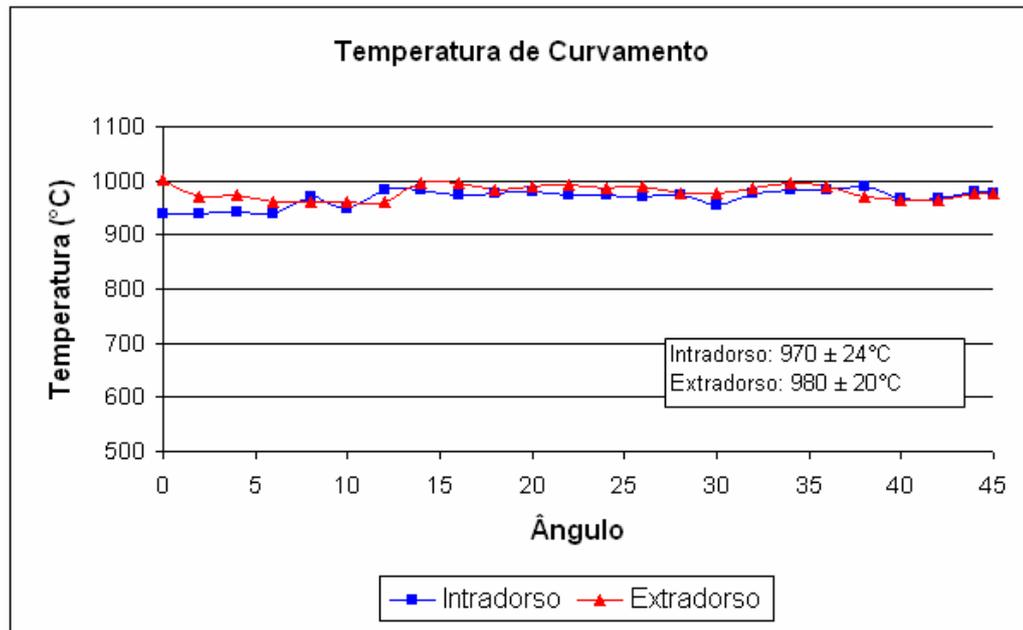


FIG. 9.16 Gráfico da temperatura registrada por pirômetro manual.

### 9.3.1 CARACTERIZAÇÃO DIMENSIONAL

Como citado, a redução de espessura no extradorso da curva e aumento no intradorso são explicadas pelas deformações de tração e compressão nessas regiões, respectivamente. A FIG. 9.17 mostra as alterações de espessura, medidas por ultrassom, ao longo do extradorso e intradorso da região curvada do tubo comparada com a do tubo reto. Observa-se na mesma figura, que a média de redução da espessura no extradorso foi de 6,4% e o aumento no intradorso foi de 12,0% em relação ao tubo reto como recebido. A ovalização, que é a diferença entre os diâmetros medidos do intradorso até o extradorso e entre as linhas neutras, foi de 2,2% na região curvada.

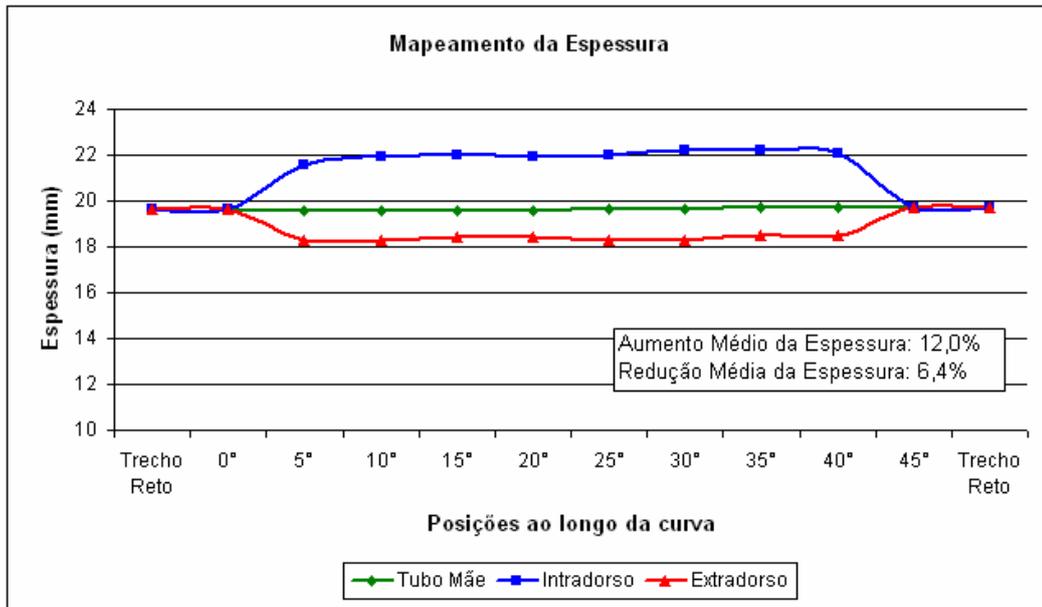


FIG. 9.17 Mapeamento da espessura ao longo da região curvada.

### 9.3.2 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA DO TUBO CURVADO

As figuras FIG. 9.18 e FIG. 9.19 apresentam, respectivamente, as micrografias obtidas por microscopia ótica e eletrônica de varredura ao longo da espessura da seção longitudinal do intradorso, extradorso e linha neutra oposta à solda. Estas microestruturas apresentaram-se compostas basicamente por uma mistura de ferrita acicular e ferrita poligonal extremamente refinadas. Assim como nas simulações dos ciclos térmicos com o tubo reto, o processo promoveu uma diminuição do percentual de ferrita acicular em relação à poligonal ao longo da espessura da parede do tubo no curvamento, em todas as regiões analisadas, coerente com perfil de dureza medido ao longo da seção.

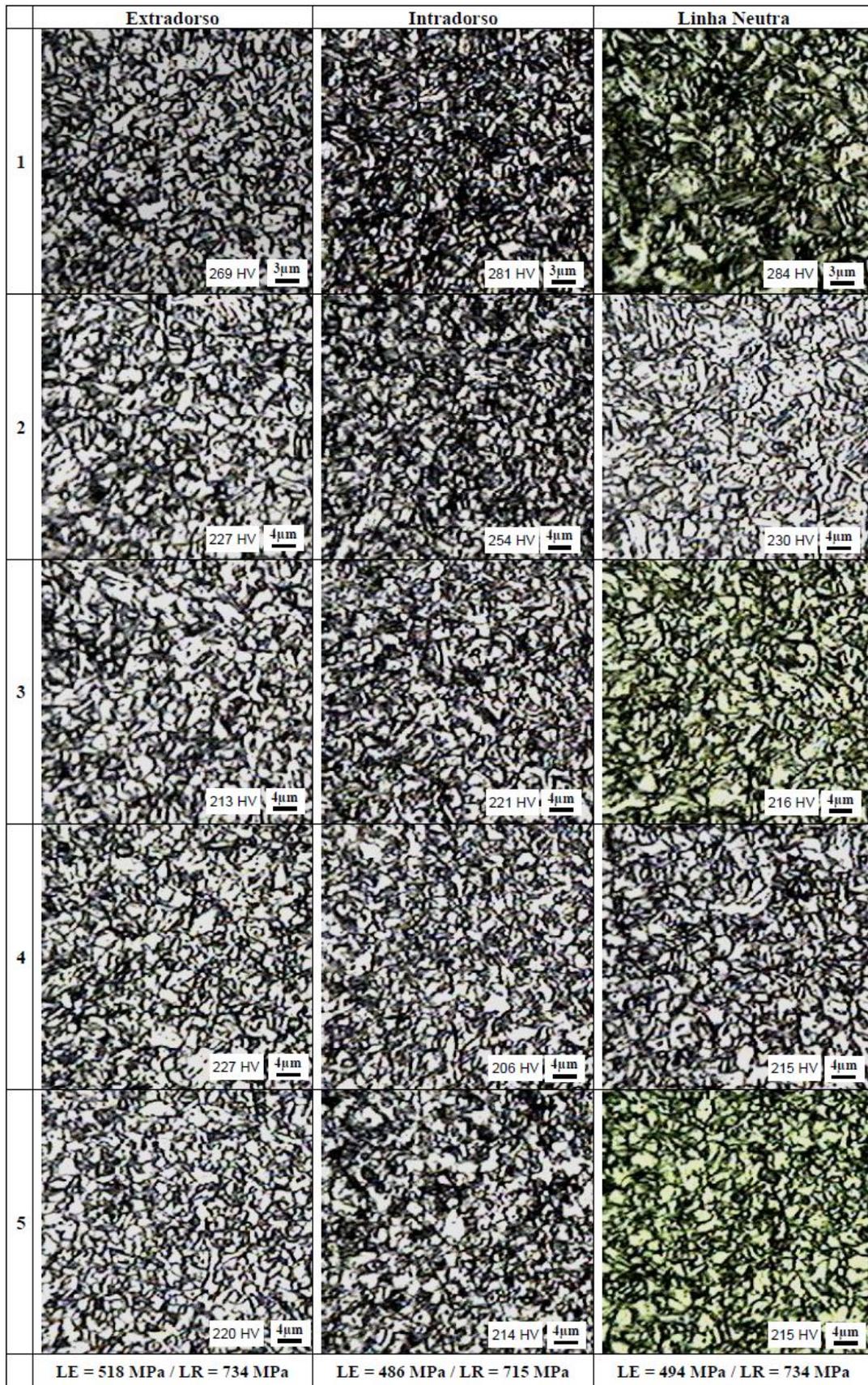


FIG. 9.18 Micrografia ótica do tubo curvado a 980°C e 0,9 mm/s.

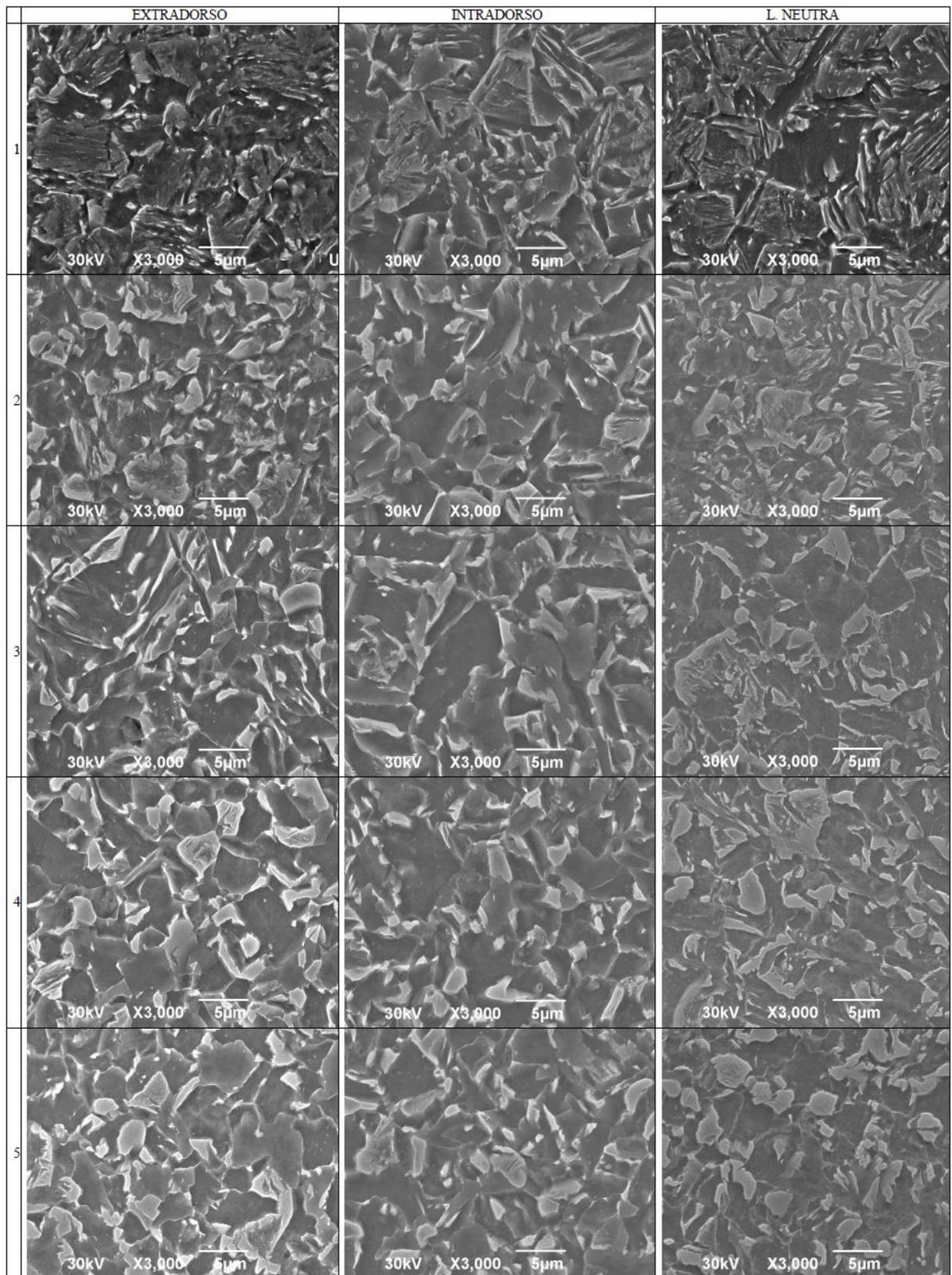


FIG. 9.19. Micrografias por microscopia eletrônica do tubo curvado a 980°C e 0,9 mm/s.

### 9.3.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DO TUBO CURVADO

#### 9.3.3.1 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

A FIG. 9.20 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados na região do tubo submetido ao processo de curvamento por indução. Observa-se que houve uma redução significativa no limite de escoamento para todas as regiões do tubo curvado quando comparado com o tubo mãe na condição como recebida. Este efeito foi mais evidente para o ensaio na direção longitudinal onde o limite de escoamento apresentou-se inferior ao mínimo de 555 MPa especificado por norma para todas as regiões analisadas. O efeito da redução do escoamento foi menos expressivo para a direção transversal, onde o limite de escoamento apresentou-se ainda superior ao mínimo estipulado pela norma em todas as regiões.

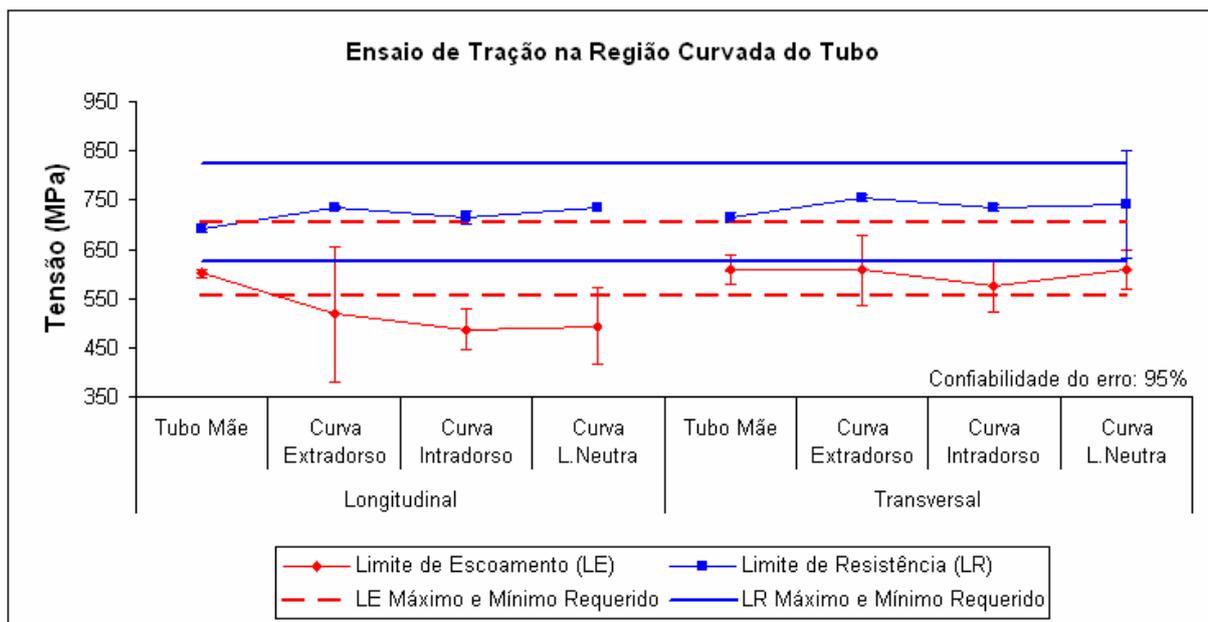


FIG. 9.20 Ensaio de tração na região curvada.

Na FIG. 9.21 estão apresentados a razão do limite de escoamento pelo limite de resistência (LE/LR) e o alongamento percentual obtidos nos ensaios de tração nas direções longitudinal e transversal. Todos os resultados atenderam aos limites especificados por norma: máximo de 0,93 para a razão LE/LR e mínimo de 21% de alongamento.

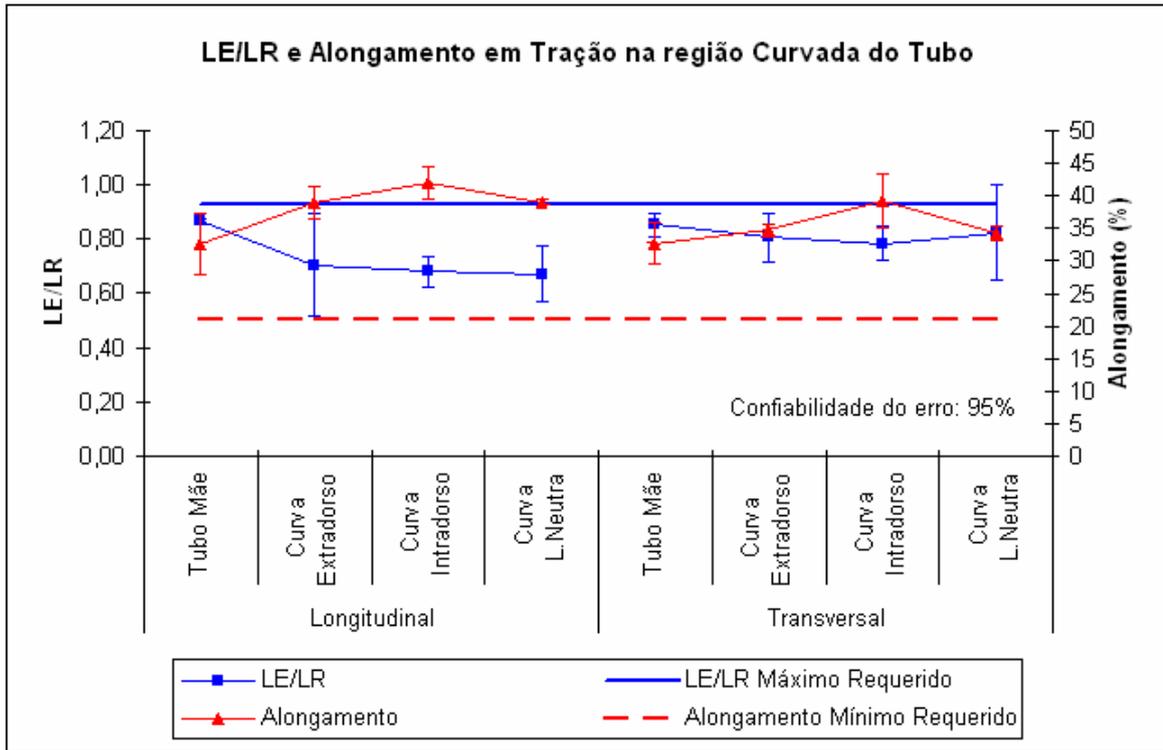


FIG. 9.21 Razão LE/LR e Alongamento obtidos na região curvada.

### 9.3.3.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO

A FIG. 9.22 apresenta os resultados dos ensaios de impacto realizado em 0°C e em -30°C na região curvada do tubo. Todas as regiões analisadas da curva apresentaram um aumento de energia absorvida significativo em relação ao tubo como recebido. Não houve diferenças significativas entre as regiões da curva, porém, os resultados dos ensaios realizados na direção transversal apresentaram energia absorvida ligeiramente inferior à longitudinal, inclusive no tubo como recebido.

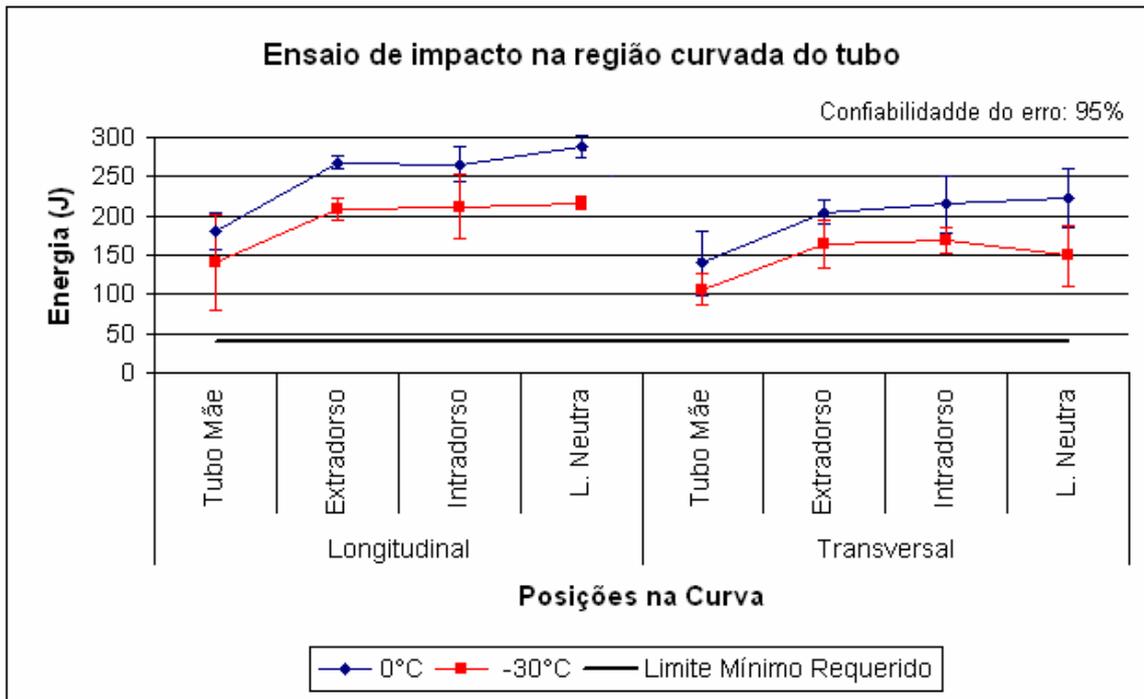


FIG. 9.22 Ensaio de Impacto no tubo curvado.

### 9.3.3.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA

A FIG. 9.23 apresenta os resultados de dureza HV10 medidos ao longo da espessura da seção transversal na região curvada e do tubo como recebido. Observa-se que o perfil de dureza se repetiu: maior nas proximidades da superfície externa e menor a partir do meio da espessura.

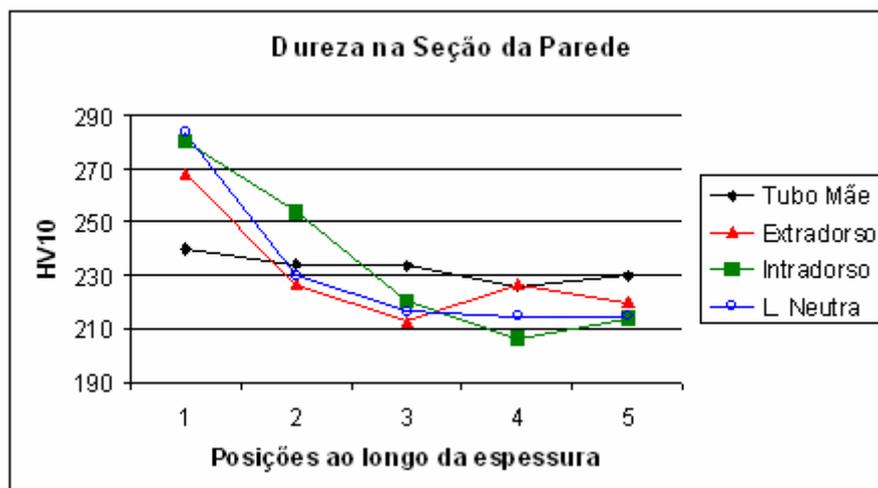


FIG. 9.23 Dureza HV10 na seção da parede do tubo.

## 9.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DO TUBO CURVADO E REVENIDO

### 9.4.1 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Foram realizados tratamentos de revenimento a 400, 500 e 600°C com o objetivo de avaliar seu efeito no comportamento mecânico do tubo curvado. A FIG. 9.24 apresenta os limites de escoamento e de resistência medidos na direção longitudinal do tubo como recebido e na região curvada, com e sem os tratamentos térmicos de revenimento. As regiões da curva após o tratamento térmico de revenimento apresentaram um considerável aumento de seus limites de escoamento para todos os ciclos térmicos aplicados. O contrário aconteceu com os limites de resistência quando houve uma redução em praticamente todos os casos.

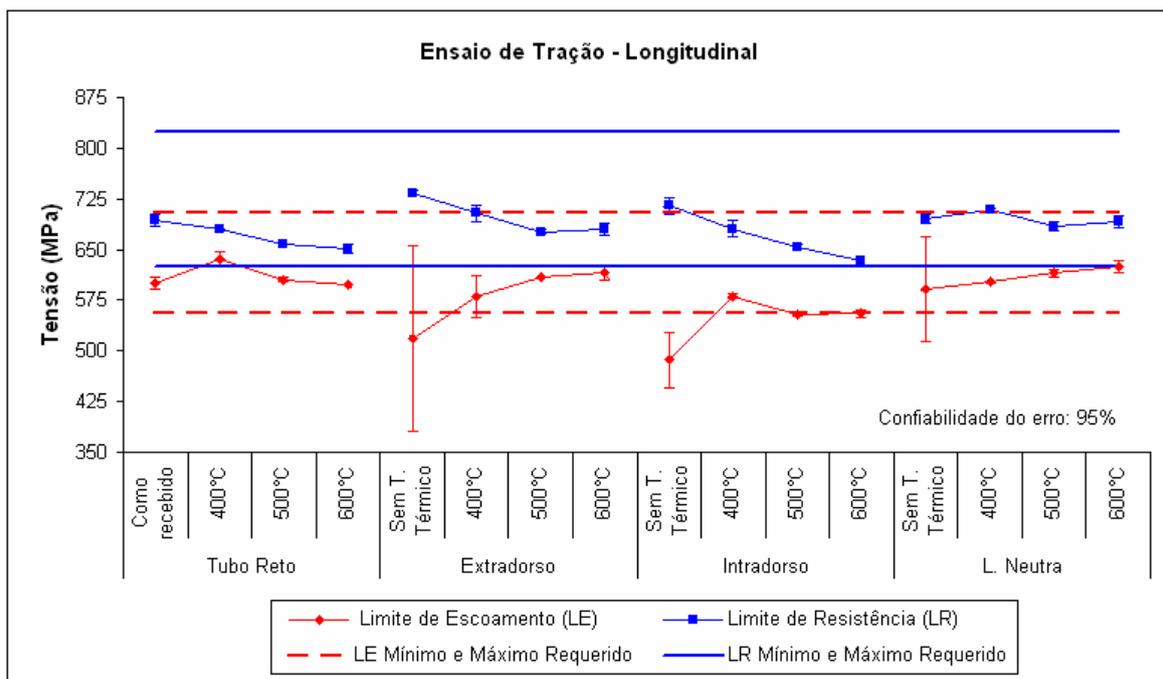


FIG. 9.24 Ensaio de tração no tubo curvado com diferentes tratamentos térmicos – Direção Longitudinal.

A FIG. 9.25 apresenta os ensaios de tração na direção transversal. Os valores obtidos para os limites de resistência apresentaram uma redução com o aumento da temperatura empregada, assim como na direção longitudinal. Nenhuma correlação do limite de escoamento com a temperatura de revenimento foi encontrada.

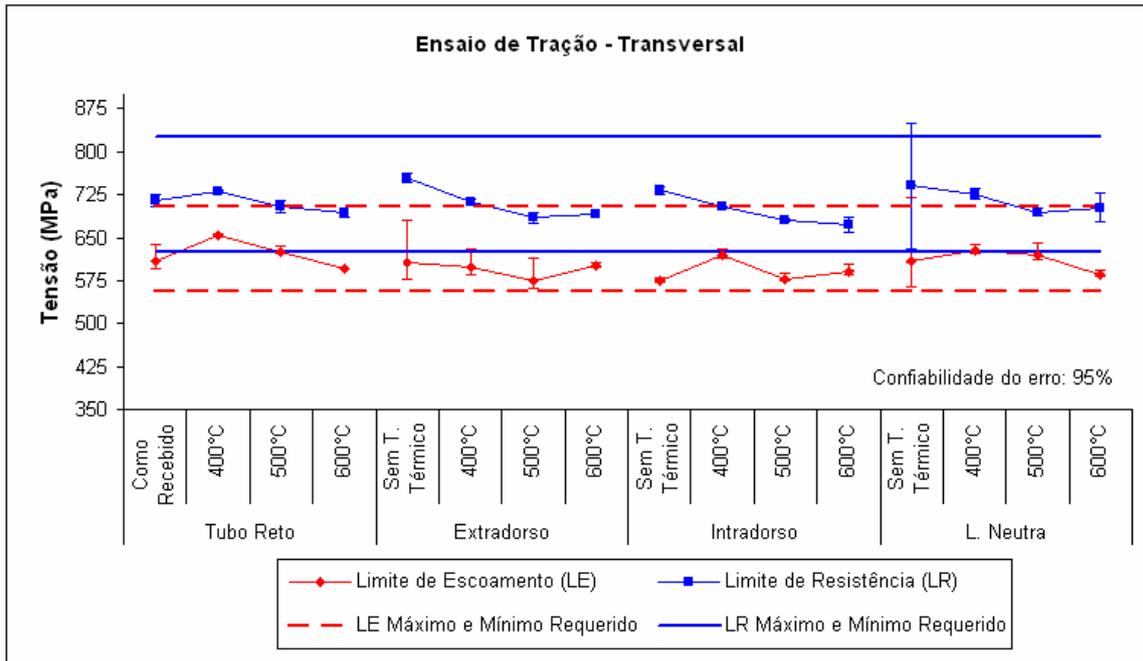


FIG. 9.25 Ensaio de tração no tubo curvado com diferentes tratamentos térmicos – Direção Transversal.

As figuras FIG. 9.26 e FIG. 9.27 apresentam as razões LE/LR e alongamento percentual em tração para as direções longitudinal e transversal, respectivamente.

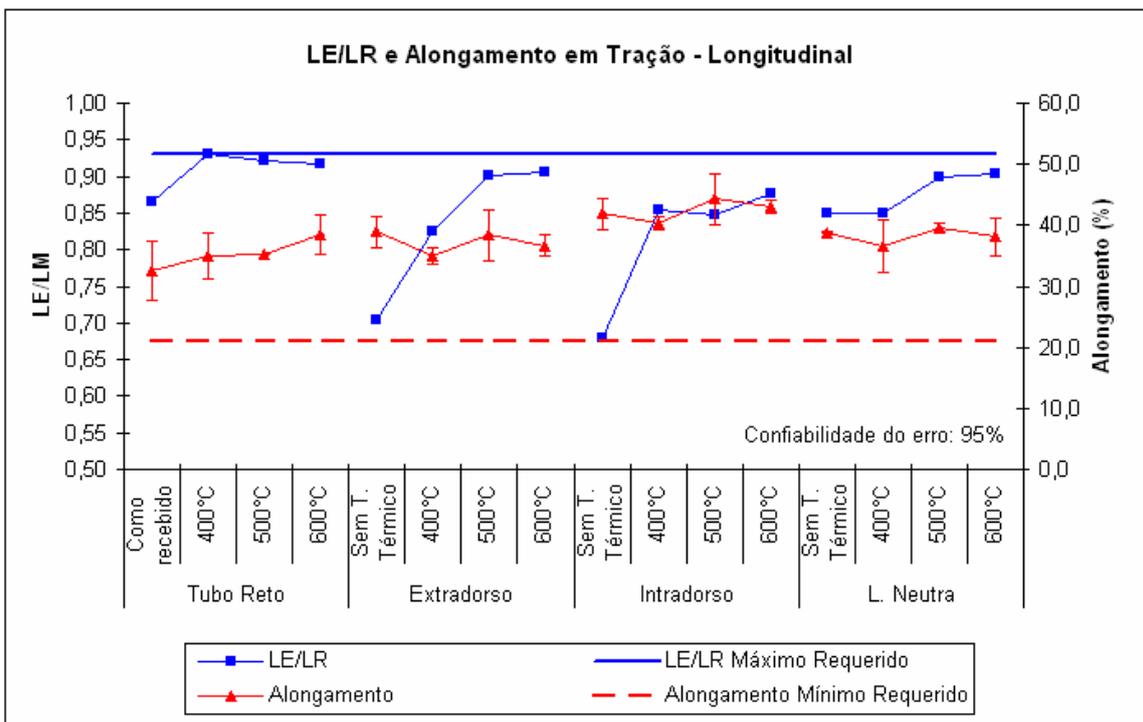


FIG. 9.26 Razão LE/LR e alongamento em tração para a direção longitudinal.

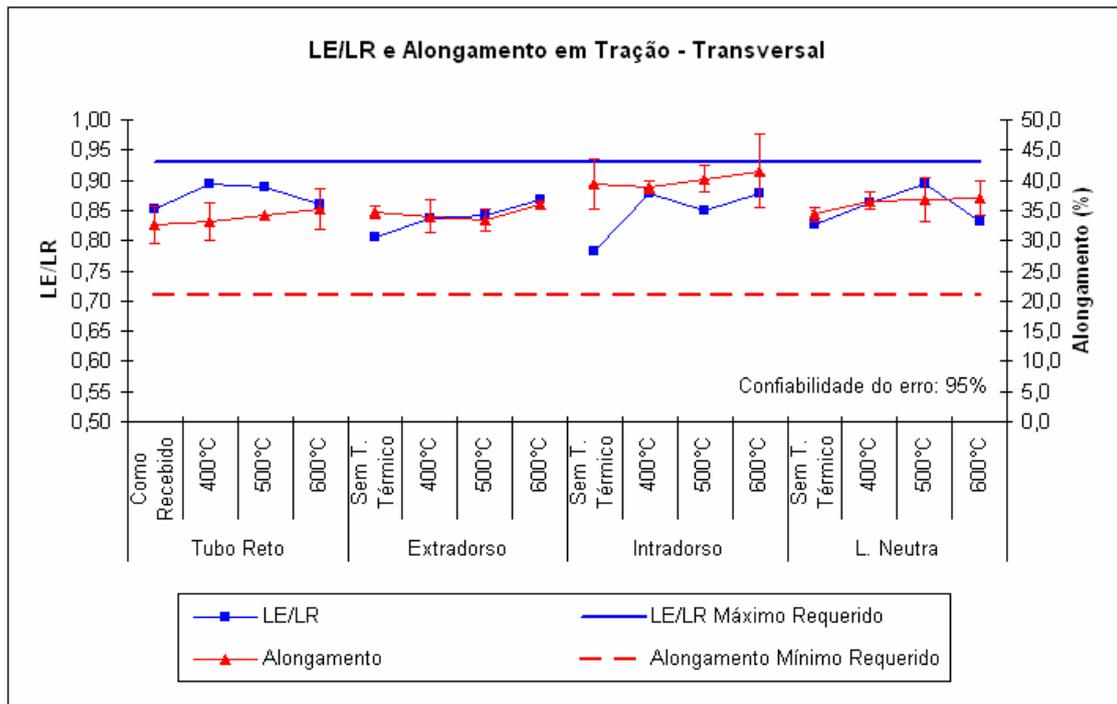


FIG. 9.27 Razão LE/LR e alongamento em tração para a direção transversal.

A razão LE/LR sofreu, em geral, um acréscimo com os tratamentos térmicos de revenimento para ambas as direções longitudinal e transversal. O alongamento apresentou comportamentos aleatórios na direção longitudinal e um ligeiro acréscimo com o aumento da temperatura de revenimento para a direção transversal.

#### 9.4.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO

A FIG. 9.28 apresenta o gráfico dos resultados dos ensaios de impacto a 0°C para as diferentes regiões do tubo curvado antes e após os tratamentos térmicos de revenimento. As energias absorvidas em impacto após o tratamento térmico apresentaram-se superiores à condição de sem tratamento térmico. Porém, a variação da energia absorvida comportou-se de forma diferenciada em cada região da curva. Enquanto o tubo mãe e o intradorso da curva obtiveram um ganho de energia com o aumento da temperatura de revenimento, o extradorso e a linha neutra comportaram-se de modo contrário.

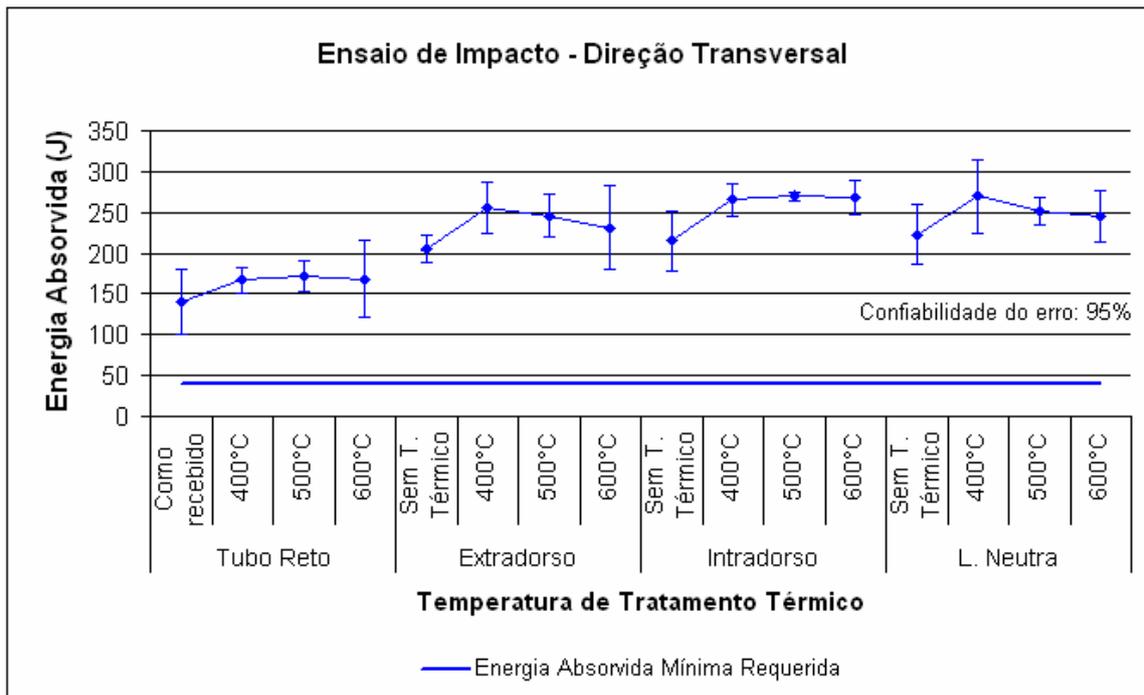


FIG. 9.28 Ensaio de impacto no tubo curvado com diferentes tratamentos térmicos.

#### 9.4.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA

As figuras FIG. 9.29 e FIG. 9.30 apresentam, respectivamente, os resultados de dureza medida na seção transversal e na superfície de todas as regiões investigadas da curva. Na condição sem tratamento térmico, a dureza superficial apresentou-se superior à máxima de 283 HB especificada pelas principais normas de dutos terrestres (ABNT NBR 15273 2005 e ISO 15590-1 2001). Porém, atenderam a especificação após os tratamentos térmicos de revenimento. Pode ser observado também que, a dureza diminuiu com o aumento da temperatura do tratamento térmico aplicado.

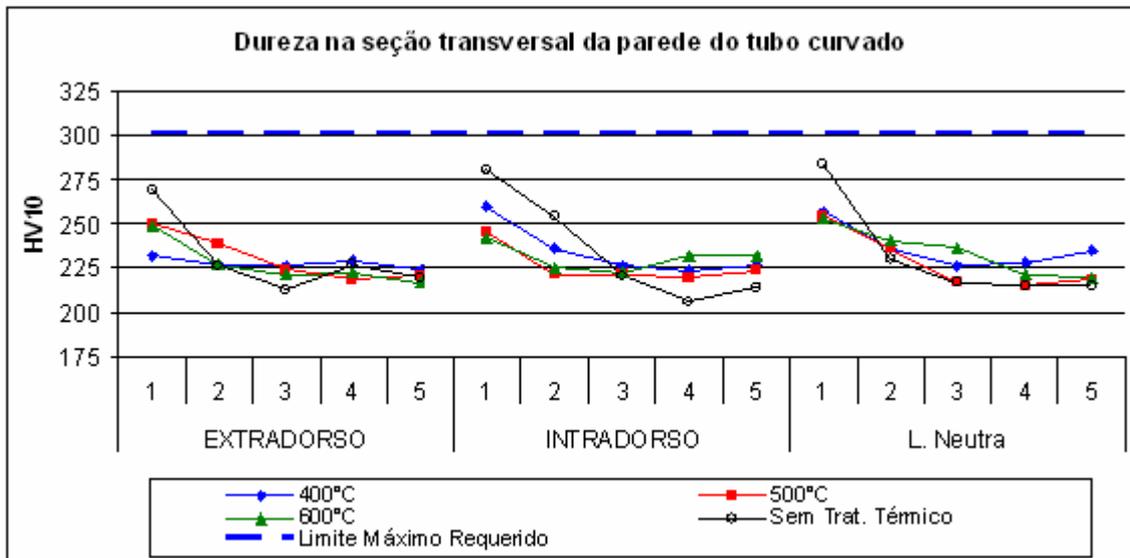


FIG. 9.29. Dureza na seção da parede da curva com tratamento de revenimento.

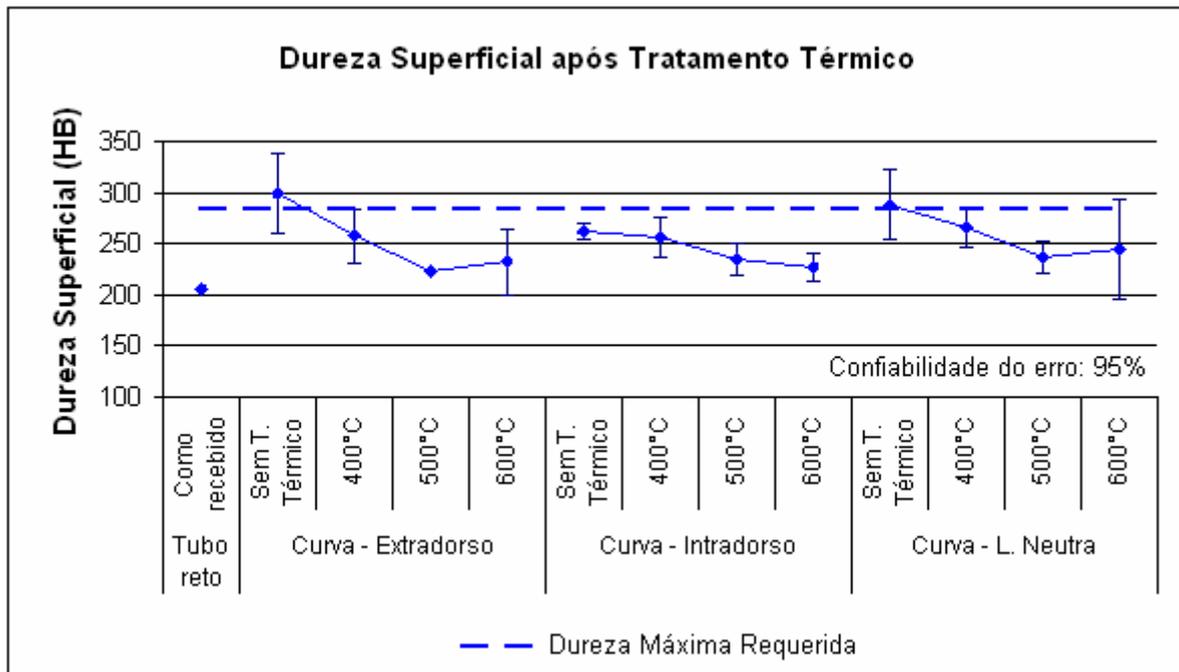


FIG. 9.30 Dureza superficial da curva com tratamento de revenimento.

## 10 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

### 10.1 ANÁLISE DAS VARIÁVEIS DO PROCESSO DE CURVAMENTO NAS SIMULAÇÕES COM O TUBO COMO RECEBIDO

#### 10.1.1 INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE

Analisando as micrografias das seções longitudinais da parede do tubo mãe, obtidas por microscopia ótica e eletrônica, foi observada uma variação de microestrutura considerável ao longo da espessura para todas as simulações empregadas (FIG. 9.2 e FIG. 9.3). As micrografias obtidas nas proximidades da superfície externa apresentaram uma maior quantidade de fases de resfriamento rápido como a ferrita acicular e a ferrita bainita. Observou-se que este percentual diminuiu gradativamente em relação à ferrita poligonal até a superfície interna. Este resultado ficou em consonância com as durezas HV10 encontradas, que também diminuíram da superfície externa para a interna. Este perfil é justificado pelo gradiente da taxa de resfriamento na espessura do tubo visto que jatos de água são aplicados diretamente sobre a superfície externa do tubo.

Foi observado também, por microscopia eletrônica de varredura (FIG. 9.3 e FIG. 9.5), que a quantidade de ferrita acicular em relação à poligonal aumentou tanto com a velocidade quanto com a temperatura, o que confirmou as variações de dureza encontradas na seção transversal do tubo (FIG. 9.10 e FIG. 9.11). Essas variações de dureza ocorreram mais acentuadamente nas posições 1 e 2 (FIG. 8.8) onde se observa que a dureza aumentou tanto com a velocidade quanto com a temperatura. As explicações para tais diferenças microestruturais estão nas diferentes taxas de aquecimento, diferentes tempos em que o tubo foi submetido devido às diferentes velocidades de processamento e nas diferenças de temperatura entre as superfícies externa e interna à parede do tubo. Quanto às taxas de resfriamento na parede do tubo, devem-se realizar medições para verificar a sua influência com a velocidade.

A FIG. 9.6 mostra a variação dos limites de escoamento e de resistência com as velocidades de processamento investigadas para a temperatura de 980°C. Observa-se que o limite de resistência aumentou com a velocidade de processamento enquanto o limite de escoamento apresentou um máximo para a velocidade intermediária (0,9 mm/s) dentre as empregadas. Uma justificativa para estes comportamentos pode ser o tempo de encharque a que o aço foi submetido, uma vez que para maiores velocidades menores são os tempos. Observa-se na FIG. 9.6 que o limite de escoamento na velocidade de 0,3 mm/s, onde a microestrutura foi predominada por ferrita bainita com ferrita acicular, apresentou-se bem inferior comparado com os limites de escoamento obtidos nas simulações para as velocidades de 0,9 mm/s e 1,3 mm/s, onde a microestrutura não apresentou a ferrita bainita, somente ferrita acicular e ferrita poligonal. Este fenômeno pode ser explicado pela obtenção de uma microestrutura mais refinada para as simulações nas velocidades de 0,9 mm/s e 1,3 mm/s e também pela ferrita acicular possuir alta densidade de discordâncias, refinada dispersão de carbonitretos e ilhas de martensita-austenita na sua matriz, como foi observado por XIAO et al. (2006) utilizando microscopia de transmissão.

Notou-se também que ambos os limite e escoamento e de resistência na direção transversal apresentaram-se superiores à direção longitudinal para todas as velocidades investigadas. BATISTA (2005) teve resultados semelhantes e justificou que diferenças encontradas podem ser explicadas pela anisotropia plástica da chapa provocada pelo processo de laminação durante a sua fabricação. Esta mesma interpretação pode ser usada no caso deste trabalho visto que a chapa de aço X80 também foi produzida por laminação controlada que envolveu deformação na região de não recristalização, o que desenvolve, em geral, orientação cristalina preferencial.

Em concordância com a microestrutura obtida, observa-se na FIG. 9.8 que para todas as velocidades de processamento, houve um expressivo aumento na energia absorvida em impacto em relação ao tubo como recebido para ambas as temperaturas de -30 e 0°C. Este fenômeno pode ser explicado pelo efeito da formação de uma microestrutura refinada e livre de encruamento, uma vez que o tubo na condição recebida apresentava-se com uma microestrutura com grãos de

tamanhos heterogêneos e parcialmente alongados, como também foi observado em um estudo de caracterizações de chapas API 5L X80 realizado por VIEIRA (2007). Além disso, a conformação a frio da chapa no processo UOE introduz ainda mais encruamento ao aço. BOTT et al. (2003) mostraram que o processo de fabricação UOE promoveu uma redução da energia absorvida em impacto devido ao encruamento gerado ao aço pela conformação a frio da chapa para o tubo.

### 10.1.2 INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA

Observou-se também uma correlação entre os limites de escoamento e de resistência do aço do tubo processado nas diferentes temperaturas na velocidade de 0,9 mm/s (FIG. 9.7). O tubo submetido às simulações teve seu limite de resistência maior que o encontrado para a condição como recebida. Este aumento foi gradual e contínuo com a temperatura. O limite de escoamento na direção transversal teve um comportamento similar, porém a influência da temperatura foi muito mais acentuada, chegando a atingir o limite máximo de 612 MPa especificado por norma na temperatura de 1080°C. O limite de escoamento na direção longitudinal teve uma redução em relação ao tubo como recebido para todas as simulações, chegando a ser inferior ao mínimo de 555 MPa especificado pela norma, na temperatura de 900°C. Porém, manteve a tendência de aumentar com a elevação da temperatura de processamento. Sabe-se que para obter uma microestrutura bainítica é necessário submeter a austenita a um resfriamento rápido. De acordo com alguns experimentos com aços de alta resistência e baixa liga realizados por MARTÍN et al., 2008, a temperatura de transformação completa da ferrita/cementita para a austenita ( $Ac_3$ ) pode ocorrer acima de 900°C numa taxa de aquecimento de 10°C/s. Como as taxas de aquecimento por indução podem ocorrer na faixa de 10 a 20°C/s (HASHIMOTO, et al., 1986), a transformação para a austenita pode não ter sido completa na simulação em que se utilizou a temperatura de 900°C. Isso leva a redução da fração volumétrica das fases de resfriamento rápido, comprometendo assim, a resistência do aço. Deve ser levado em conta que ainda nesta temperatura possam ter ocorrido precipitações grosseiras de carbonetos e carbonitretos, muito embora o vanádio

possa estar em solução na matriz austenítica nesta temperatura (GÜNDÜZ e COCHRANE, 2005).

Na simulação com a temperatura de 980°C, pode ter ocorrido a solubilização pronunciada dos carbonitreos de vanádio, quando comparado com os modelos teóricos analisados por GAO e BAKER (1997), (FIG. 5.10) e o desenvolvido por HONG et al. (2002), (FIG. 5.11). Os elementos de liga em solução sólida contribuem para estabilização da austenita aumentando a capacidade do aço de obter ferrita bainita e ferrita acicular no resfriamento, conforme afirmaram ISHIKAWA et al. (2002) e ZHAO et al. (2003). Diante disto, sugere-se que na simulação com a temperatura de 1080°C, a dissolução dos precipitados tenha sido demasiada, uma vez que o aço deste estudo possui baixo teor de nitrogênio (0,0063% em peso). Isso, portanto, deve ter contribuído para a formação de uma maior fração volumétrica das fases ferrita bainita e ferrita acicular em relação à ferrita poligonal, justificando assim, o elevado limite de escoamento do aço que ultrapassou o máximo especificado pela norma API 5L (FIG. 9.7).

Enquanto a resistência do aço aumentou na simulação com a temperatura de 1080°C, a energia absorvida em impacto Charpy na temperatura de -30°C, para ambas as direções longitudinal e transversal foi reduzida drasticamente (FIG. 9.9). Esta redução deve estar relacionada com o crescimento de grão austenítico promovido por uma considerável solubilização dos elementos microligantes, uma vez que na temperatura de 1080°C esta solubilização deve ter sido muito acentuada, como foi discutido anteriormente. Baseando nestes resultados, sugere-se que o aço, a ser submetido ao processo de curvamento, contenha em sua composição elevados percentuais de elementos microligantes que se solubilizam à temperaturas inferiores à de curvamento como por exemplo o V para estabilizar da austenita e também elementos de ligas de altas temperaturas de solubilização como o Ti para coibir o crescimento de grão austenítico na temperatura de curvamento.

A dureza também sofreu influência da temperatura de processamento (FIG. 9.11 e FIG. 9.13). Pode-se observar nas figuras que houve uma tendência de aumento da dureza com a temperatura. Este fato pode ser justificado pelo maior percentual da fase ferrita acicular obtida pelo resfriamento rápido de uma matriz austenítica rica em elementos de liga dissociados.

Concluindo, notou-se através dos ensaios mecânicos realizados, que os parâmetros do processo, velocidade e temperatura, influenciam fortemente nas propriedades mecânicas do aço. E dentre as simulações realizadas, a que otimizou as propriedades do aço investigado foi a realizada na velocidade de 0,9 mm/s e na temperatura de 980°C. Nesses parâmetros, a transformação de ferrita para austenita deve ter sido completa e sem excessiva solubilização dos precipitados que impediram o crescimento de grão austenítico.

## 10.2 ANÁLISE DAS DEFORMAÇÕES DO PROCESSO NO CURVAMENTO DO TUBO

A microestrutura do tubo curvado (FIG. 9.18 e FIG. 9.19) apresentou-se muito similar a do tubo como recebido submetido à simulação com o mesmo ciclo térmico discutido anteriormente. A microestrutura nas proximidades da superfície externa da parede do tubo apresentou-se quase totalmente acicular e se tornou quase totalmente ferrítica poligonal na superfície interna para todas as regiões analisadas da curva.

O principal efeito das deformações do curvamento foi a redução significativa do limite de escoamento do tubo curvado quando comparado com o tubo reto tratado que foi submetido ao mesmo ciclo térmico na fase de simulação, 980°C e 0,9 mm/s (FIG. 10.1). Esta redução do limite de escoamento chegou a atingir valores inferiores ao mínimo especificado pela norma no material.

A deformação a quente promove uma aceleração das transformações de fases difusionais no aço (ZHAO et al., 2003). A aceleração das transformações de fase permite que se obtenha um maior percentual da fase ferrita poligonal em relação às fases ferrita bainita e ferrita acicular. ZHAO et al. (2003) e XIAO et al. (2006) investigaram a evolução microestrutural de aços microligados de composição química muito similar ao deste estudo através do levantamento das curvas CCT. Observaram através das curvas CCT que a aplicação de deformação na austenita, na temperatura de recristalização e também na de não-recristalização, promoveu uma aceleração da reação da austenita para ferrita poligonal e perlita no

resfriamento. Deslocando, portanto, as curvas do diagrama TTT para a esquerda, o que implica na necessidade de uma taxa de resfriamento ainda maior para promover a formação de ferrita bainita ou ferrita acicular.

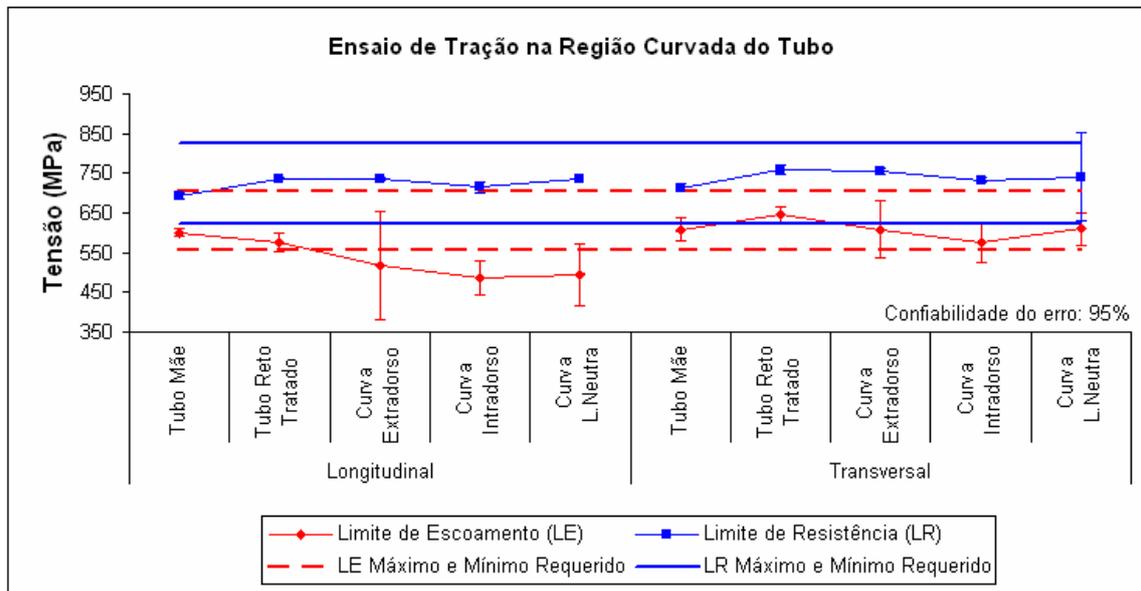


FIG. 10.1 Comparação em tração entre o tubo como recebido e tubo reto e curvado no mesmo ciclo térmico.

Em relação à energia absorvida em impacto Charpy, FIG. 10.2, BATISTA (2005) encontrou resultados semelhantes em um estudo onde se comparou a energia absorvida no tubo reto na condição de como recebida com a região curvada deste mesmo tubo. Sua justificativa para o aumento da energia absorvida encontrada na região curvada em relação ao tubo na condição recebida foi que o processo promoveu um refinamento de grão além de eliminar a microestrutura bandeada que é característica do processo de laminação a quente. HASHIMOTO (1986) também justificou o aumento da energia Charpy pelo refino de grão devido à presença de precipitados de Nb (C, N) que inibem o crescimento do grão austenítico na elevada temperatura do processo de curvamento. Similarmente, KONDO et al. (1994) mencionaram que a alta energia absorvida em impacto na região curvada ocorre pela presença de microestruturas extremamente refinadas. Portanto, o ganho de energia absorvida em impacto Charpy na região curvada quando comparada ao tubo como recebido se dá pela combinação dos diversos fatores. No caso em questão, destaca-se a substituição da microestrutura ferrita/perlita encruada e bandeada oriunda do processo de fabricação do tubo como recebido por uma mais refinada e

homogênea, com forte predominância da fase ferrita acicular resultante do ciclo térmico do processo de curvamento.

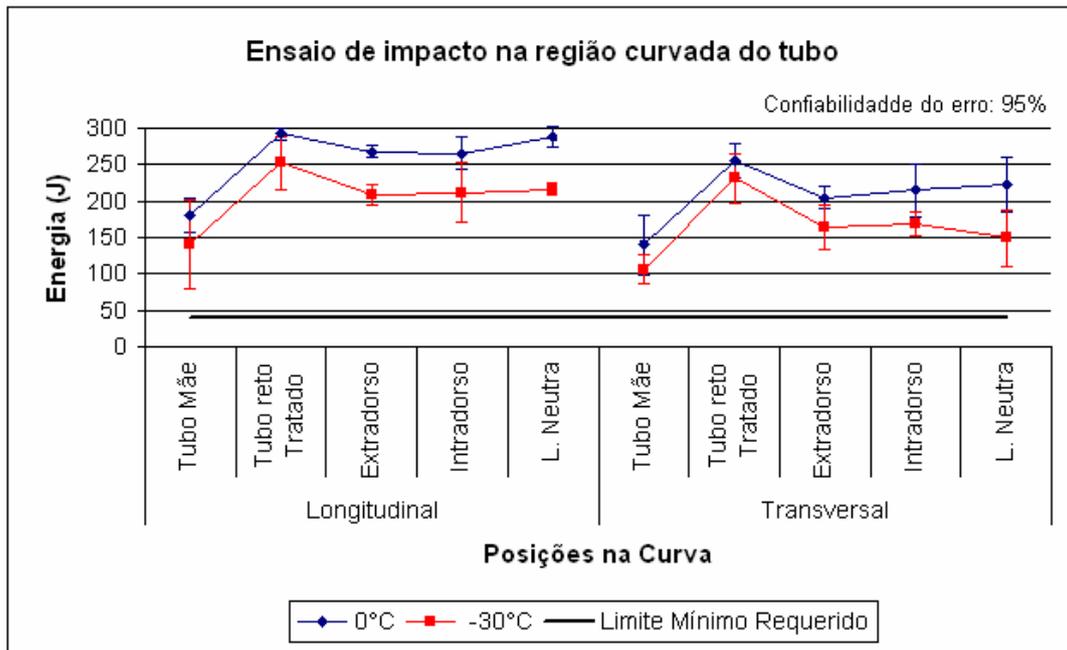


FIG. 10.2 Ensaio de Impacto realizado no tubo na condição recebida, no tubo reto tratado e na região curvada.

### 10.3 INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE REVENIMENTO DO TUBO CURVADO

Conforme apresentado, após ser submetido ao processo de curvamento, o aço do tubo em questão não atendeu ao critério de limite de escoamento mínimo especificado por norma. KONDO et al. (1994) sugeriram que a resistência das curvas pode ser controlada pelo carbono equivalente do aço. Para curvas de grau de resistência mais elevado como o de X80, deve-se utilizar um carbono equivalente mais elevado para aumentar a temperabilidade e diminuir a queda de resistência. BEHRENS (1994) afirmou que tubos de graus X80 destinados ao processo de curvamento devem possuir composição química diferenciada dos destinados à parte reta dos dutos. BATISTA (2005) citou que, geralmente, os tubos utilizados para o curvamento são os mesmos destinados para a parte reta dos dutos.

Sabe-se que o uso de curvas sem tratamentos térmicos após o curvamento reduz custos e tempo de fabricação. Para o presente trabalho, o tratamento térmico após o curvamento foi necessário uma vez que o tubo na condição curvada não atendeu ao critério de resistência ao escoamento especificado pela norma API 5L.

Observou-se que o tratamento térmico de revenimento foi fundamental para a obtenção do limite de escoamento mínimo requerido para o aço após o curvamento do tubo (FIG. 9.24 e FIG. 9.25). O limite de escoamento do tubo na condição curvada sofreu um aumento considerável para todas as temperaturas de revenimento investigadas na direção longitudinal, superando ao mínimo estabelecido por norma. O tratamento térmico de revenimento promoveu, portanto, um envelhecimento no aço, uma vez o mesmo apresentava-se com elevado percentual de elementos de liga dissolvidos na matriz ferrítica devido à alta taxa de resfriamento a partir de uma elevada temperatura no campo austenítico. Na direção transversal, este efeito foi menos pronunciado: em alguns casos houve aumento do limite de escoamento com a temperatura e em outros houve redução, mas todos os resultados atenderam as normas vigentes.

Uma outra observação importante foi o aumento do limite de escoamento do tubo como recebido quando sofreu o tratamento térmico de revenimento a 400°C (FIG. 9.24 e FIG. 9.25). Isso caracteriza que o aço apresentava-se com um percentual de elementos de liga em solução sólida após a laminação controlada, justificando o seu envelhecimento com o tratamento térmico de revenimento. Sugere-se que o percentual total de elementos de liga em solução sólida deste material após o processo de curvamento foi a soma de uma fração de elementos em solução sólida pré-existentes no aço como recebido mais a fração de solubilização promovida pelo processo de aquecimento por indução. Portanto, o percentual de elementos de liga em solução sólida pré-existentes no material como recebido deve ter contribuído para o aumento do limite de escoamento do aço com o tratamento térmico de revenimento pós-curvamento.

O limite de resistência sofreu redução com a temperatura de revenimento para ambas as direções longitudinal e transversal, como esperado, uma vez que o aço apresentava-se sob condições de resfriamento rápido. Este efeito foi confirmado

também pela queda da dureza medida na seção transversal do tubo curvado, como pode ser verificado na FIG. 9.29.

GAO E BAKER (1997) estimaram que acima de 900°C, grande parte dos carbonitreto de vanádio vem a se dissolver na matriz austenita. Quando este aço, com sua matriz bainítica supersaturada por elementos de liga em solução, é submetido ao revenimento, uma refinada e dispersa precipitação de carbonitreto é gerada, elevando assim o limite de escoamento do aço. GÜNDÜZ E COCHRANE (2004) afirmaram que uma fina e dispersa precipitação gera barreiras que impedem a movimentação das discordâncias, promovendo assim um considerável aumento do limite de escoamento do aço. Este efeito também foi observado por BATISTA (2006) em estudo com o curvamento de um X80 em que se elevou o limite de escoamento do aço em 6% com um tratamento térmico de revenimento a 500°C.

Uma outra observação importante foi o aumento considerável da razão limite de escoamento pelo limite de resistência (LE/LR) na direção longitudinal, como mostrado na FIG. 9.26. Este aumento foi provocado pela combinação do aumento do limite de escoamento e redução do limite de resistência promovida pelos tratamentos térmicos. Apesar do aumento observado, os resultados encontrados continuaram a atender ao máximo especificado pela norma.

Os tratamentos térmicos de revenimento apresentaram forte influência na energia absorvida em impacto Charpy. Essa aumentou, em relação ao tubo mãe, para todas as temperaturas de revenimento sendo que este efeito foi mais acentuado para 400°C (FIG. 9.28).

A dureza superficial (FIG. 9.30) e a dureza da seção transversal à parede do tubo (FIG. 9.29) medida a partir da superfície externa até o meio da espessura sofreram reduções associadas aos tratamentos térmicos de revenimento. O contrário aconteceu a partir do meio da espessura até a superfície interna onde se verificou um aumento da dureza associado ao envelhecimento promovido pelos tratamentos aplicados.

## 11 CONCLUSÕES

O objetivo deste trabalho foi avaliar a influência dos parâmetros do processo de curvamento por indução, temperatura e velocidade, e subseqüentes tratamentos térmicos de revenimento sobre as propriedades mecânicas e a obtenção de parâmetros ideais de fabricação de uma curva a partir de um tubo de aço da classe API 5L X80.

Das simulações prévias realizadas com o tubo reto como recebido, pode-se concluir que:

- I. A otimização de suas propriedades mecânicas foi para a temperatura de 980°C e velocidade de 0,9 mm/s;
- II. Os limites de escoamento e de resistência apresentaram uma redução mais acentuada quando se aplicou, independentemente, baixa velocidade (0,3 mm/s) e baixa temperatura (900°C) de processamento;
- III. O limite de resistência do aço apresentou uma tendência a aumentar com ambos os parâmetros investigados, velocidade e temperatura;
- IV. O limite de escoamento não apresentou diferenças relevantes entre as velocidades de 0,9 e 1,4 mm/s e nem mesmo entre as temperaturas de 980 e 1080°C. Uma exceção ocorreu para o limite de escoamento na direção transversal que se elevou com a temperatura de processamento;
- V. As durezas da superfície e da seção transversal à parede do tubo apresentaram-se com uma forte tendência em aumentar com ambos os parâmetros, velocidade e temperatura, sendo que, a influência da velocidade foi mais acentuada;
- VI. Para todas as velocidades e temperaturas utilizadas, a energia em impacto Charpy apresentou-se superior quando comparada com o tubo como recebido, excetuando-se para a simulação em que o tubo foi processado a 1080°C e ensaiado a -30°C;

Do curvamento e do pós-tratamento térmico de revenimento, concluiu-se que:

- I. O carbono equivalente de 0,43% do aço estudado não garantiu que, após curvamento, o tubo atingisse o limite de escoamento mínimo especificado pela norma API 5L para o grau X80, uma vez que não se conseguiu temperabilidade suficiente para obter grande percentual de bainita;
- II. Tratamento térmico de revenimento adicional foi necessário para elevar o escoamento do aço ao mínimo especificado, além de melhorar a tenacidade e diminuir a dureza superficial;
- III. O tratamento termomecânico aplicado pela máquina de curvamento por indução promoveu ao aço, uma microestrutura livre de encruamento e muito refinada. Isto foi constatado pelas imagens metalográficas e pelo aumento acentuado das energias absorvidas em impacto obtidas das regiões processadas, independentemente da presença ou não da deformação plástica do curvamento;
- IV. O resfriamento inerente ao processo, através de jato de água aplicado diretamente sobre a superfície externa do tubo após aquecimento, promoveu um gradiente de dureza HV10 ao longo da seção transversal. Isto foi reflexo da microestrutura resultante do processo que variou de ferrita bainita e ferrita acicular junto à superfície externa a ferrita poligonal próximo a interna em diferentes proporções de acordo com os parâmetros de processamento escolhidos. Durezas mais elevadas e maiores percentuais de bainita foram encontradas nas proximidades da superfície externa da parede do tubo;
- V. O curvamento do tubo estudo na temperatura de 980°C e na velocidade de 0,9 mm/s e o posterior tratamento térmico de revenimento a 400°C por 1 hora foram os parâmetros que o aço apresentou melhores combinações de propriedades de resistência mecânica, energia absorvida em impacto e dureza.

## 12 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O objetivo deste estudo se resumiu em avaliar as propriedades do aço de alta resistência mecânica como um API 5L X80. Os desafios para o processo de curvamento aumentam quando se fala em melhorar as tecnologias no processo de fabricação dos aços para reduzir o carbono equivalente. Como foi visto, curvas de alta resistência mecânica fabricadas pelo processo de indução dependem de aços com elevado carbono equivalente. Por isto, são necessários que sejam realizados estudos que busquem utilizar elementos de liga que controlam as microestruturas do aço no processo de curvamento, como o exemplo do V e do Ti citado neste trabalho, mas sem comprometer a sua soldabilidade.

Como continuidade deste estudo, sugere-se:

- I. Investigar as evoluções dos precipitados no aço em função dos parâmetros de curvamento e dos posteriores tratamentos térmicos por auxílio da microscopia eletrônica de transmissão e de softwares como o Thermo-Calc. Seja no tubo reto utilizado nas simulações dos ciclos térmicos aplicados pela máquina e também no tubo curvado com e sem o tratamento térmico de revenimento;
- II. Realizar a caracterização das microestruturas utilizando microscopia ótica com ampliação de 1000X e eletrônica de varredura associando-se com a de transmissão;
- III. Medir as taxas de resfriamento na parede do tubo em diferentes velocidades de avanço.

### 13 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABNT NBR 15273: 2005 - **Indústrias de petróleo e gás natural** — Curvas por indução para sistema de transporte por dutos;
- ADRIAN, H. *Materials Science Technologies*, (1992), 406 (citado por GAO e BAKER, 1997);
- API 5L – American Institute Petroleum. **Petroleum and natural gas industries – Steel pipe for pipeline transportation**. Forty-fourth edition, 2007;
- ASTM A370 - **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**, 2006;
- BATISTA, G. Z., SOUZA, L. F. G., BOOT, I. S., RIOS, P. R. **Estudo da Correlação Microestrutura - Propriedades Mecânicas de Aço da Classe API X80**. 58º Congresso Anual da ABM. 21 a 24 de Julho de 2003. Rio de Janeiro;
- BATISTA, G. Z. **Curvamento por Indução de Tubo da Classe API 5L X80**. Dissertação de mestrado apresentada ao Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC-Rio. Dezembro, 2005;
- BATISTA, G. Z., BOOT, I. S., RIOS, P. R. **Evolução microestrutural de tubo de aço API 5L X80 submetido a curvamento com aquecimento por indução**. 61º Congresso Anual da ABM, 24 a 27 de Julho de 2006, Hotel Intercontinental – Rio de Janeiro.
- BATISTA, G. Z., SILVA, R. A., JÚNIOR, E. H., BOOT, I. S., **Determinação dos parâmetros para o curvamento a quente e tratamento térmico de tubos API 5L X80**. Rio Pipeline Conference & Exposition, 2007. IBP 1029\_07.
- BEHRENS, D.; HILLENBRAND, G.; SPETH, W. **Induction bends in grade GRS 550 TM / V (X80)**, EUROPIPE, 1994;
- BHADESHIA, H. K. D. H., **Bainite in steel**, 2<sup>nd</sup> Edition, IOM Communicatios Ltd, p. 237, 2001;
- BOTT, I. S., SOUZA, L. F. G., TEIXEIRA, J. C. G., RIOS, P. R. **High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective**. Metallurgical and Materials Transactions. Volume 36A. p 453-454. February 2005;
- FORTINI, J., BRANDÃO, L., MEIRELES, A. M. **Caracterização mecânica e microestrutural da região curvada por indução de tubo de aço API 5L X65**. 63º Congresso Anual da ABM, julho de 2008, Santos, SP, Brasil;

- GAO, N., BAKER, T. N. **Influence of AlN Precipitation on Thermodynamic Parameters in C-Al-V-N Microalloyed Steel**. ISIJ International, Vol. 37 (1997), Nº 6, pp. 596-604;
- GORNI, A. A., REIS, J. S. S., SILVA, C. N. P., CAVALCANTI, C.G. **Otimização da composição química e do processo de laminação controlada de chapas grossas navais**. Trabalho a ser apresentado no 32º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Curitiba (PR), 6 a 8 de Novembro de 1995;
- GORNI, A. A., FREITAS, F. V., REIS, J. S. S., SILVEIRA, J. H. D., CAVALCANTI, C. G. **Fatores que influenciam a razão elástica de chapas grossas de aço microligado**. Trabalho apresentado ao 39º Seminário de Laminação-Processos e Produtos Laminados e Revestidos. 23 a 25 de outubro de 2002;
- GORNI, A. A., MEI, P. R. **Aços Alternativos ao HY-80 sem a necessidade de aplicação de têmpera e revenimento**. Revista Escola de Minas, Ouro Preto, 56(4): 287-293, 2003.
- GORNI, A. A.; DA SILVEIRA, J. H., **Resfriamento acelerado de chapas grossas: o futuro chegou**. Cderno técnico da Revista Metalurgia e Materiais. 63:564, março 2006, pág. 103-105;
- GÜNDÜZ, S., COCHRANE, R. C. **Influence of cooling rate and tempering on precipitation and hardness of vanadium microalloyed steel**, Materials & Design 26 (2005) 486-492;
- HASHIMOTO, T., KOMIZO, Y., SAWAMURA, T., NAKADE, H., NAKATSUKA, Y. **High Strength Hot-bent Pipe for Arctic Use**. Transactions ISIJ, Vol. 26, 1986;
- HILLENBRAND, G., H. G., GRÄF, M., KALWA, C. **Development and production of high strength pipeline steels**. Niobium 2001, December 02-05, 2001, Orlando, Florida, USA;
- HU, Z.; LI, J.Q. **Computer simulation of pipe bending process with small bending radius using local induction heating**. Journal of Materials Processing Technology 91 (1999) 75-79, Beijing, PR China, Elsevier;
- KONDO, J., NAGAE, M., HIRANO, O., TAKAGISHI, M. **The state of art of induction bent pipe**, The 4<sup>th</sup> (1994) International Offshore and Polar Engineering Conference, April 10-15, 1994, Osaka;
- KRAUSS, G., THOMPSON, S. W. **Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels**, ISIJ International, Vol. 35 (1995), Nº 8, pp. 937-945;
- HONG, S. G.; JUN, H. J.; KANG, K. B.; PARK, C. G. **Evolution of precipitates in the Nb-Ti-V microalloyed HSLA steels during reheating**. Scripta Materialia 48 (2003) 1201-1206;

- ISHIKAWA, N.; ENDO, S., KONDO, J., TAKAGISHI, M. **Development of X80 Grade Induction Bend Pipe**. 21<sup>st</sup> International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, June 23-28, 2002, Oslo, Norway;
- ISO 15590-1:2001. **Petroleum and natural gas industries - Induction bends, fittings and flanges for pipeline transportation systems - Part 1: Induction bends**;
- LEE, S. J., PARK, J. S., LEE, Y. K. **Effect of grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in a low-alloy steel**. Scripta Materialia 59 (2008) p 87-90;
- MARTÍN, D., S., CASTILLO, P. E. J., ANDRÉS, C. G. **In situ of austenite formation by dilatometry in a low carbon microalloyed steel**. Scripta Materialia 58 (2008) 926-929;
- MUTHMANN E. e GRIMPE F. **Fabrication of hot induction bends from LSAW large diameter pipes manufactured from TMCP plate**. Microalloyed Steels for the Oil & Gas International Symposium January 22-27, 2006, Araxá, Brazil;
- RIOS, P. R. Materials Science Engineer, A156 (1992), L5 (citado por GAO e BAKER, 1997);
- SAGE, A. M. **Physical metallurgy of high-strength, low-alloy line-pipe and pipe-fitting steels**. The Metals Society, 1983;
- SILVA, R. C., MOREIRA, F., BATISTA, J. Z., JÚNIOR, E. H., FRITZ, M. C. **Curvamento a frio de tubos API 5L X80 de 34" de diâmetro**. Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM – Internacional, 28 a 31 de julho de 2008, Santos – SP, Brasil;
- TAKAHASHI, N. et al. **X100 Induction Heated Bends from SAW**, Paper N°. ISOPE-2007-SBD-37;
- VIERIA, A. A. H., **Avaliação microestrutural de aços da classe API5LX80 submetidos a diferentes ciclos térmicos**. Dissertação de mestrado apresentada ao Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC-Rio, 2007;
- XIAO, F. R., LIAO, B., SHAN, Y. Y., QIAO, G. Y., ZHONG, Y., ZHANG, C., YANG, K. **Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel**. Materials Science and Engineering A 431 (2006) 41-52;
- WANG, Q. F., ZHANG, C. Y., ZHAO, S. J., ZHAO, X. Q., YAN, S. Z. **Refinement of Steel Austenitic Grain Under an Extremely High Degree of Superheating**. Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium 2007;

ZHAO, M. C.; Yang, K.; Xiao, F. R.; Shan, Y. Y. **Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels.** Materials Science and Engineering A355 (2003) 126-136;

ZHAO, Y. T.; Shang, C. J.; Yang, S. W.; Wang, X. M.; He, X. L. **The metastable austenite transformation in Mo-Nb-Cu-B low carbon steel,** Materials Science and Engineering A 433 (2006) 169-174;

# Livros Grátis

( <http://www.livrosgratis.com.br> )

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)  
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)  
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)  
[Baixar livros de Matemática](#)  
[Baixar livros de Medicina](#)  
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)  
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)  
[Baixar livros de Meteorologia](#)  
[Baixar Monografias e TCC](#)  
[Baixar livros Multidisciplinar](#)  
[Baixar livros de Música](#)  
[Baixar livros de Psicologia](#)  
[Baixar livros de Química](#)  
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)  
[Baixar livros de Serviço Social](#)  
[Baixar livros de Sociologia](#)  
[Baixar livros de Teologia](#)  
[Baixar livros de Trabalho](#)  
[Baixar livros de Turismo](#)