

RONALDO CRISTIANO DA SILVA

CARACTERIZAÇÃO DE UM AÇO MICROLIGADO AO
BORO E TRATADO TERMICAMENTE UTILIZADO NA
FABRICAÇÃO DE TUBOS

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

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá
2009

S586c	Silva, Ronaldo Cristiano da Caracterização de um aço microligado ao boro e tratado termicamente utilizado na fabricação de tubos / Ronaldo Cristiano da Silva . – Guaratinguetá : [s.n.], 2009 132 f. : il. Bibliografia: f. 125-130 Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2009 Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira 1. Aço – Tratamento térmico I. Título CDU669.14
-------	---

"CARACTERIZAÇÃO DE UM AÇO MICROLIGADO AO BORO E TRATADO
TERMICAMENTE UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DE TUBOS"

RONALDO CRISTIANO DA SILVA

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

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador/UNESP-FEG

Prof. Dr. ANDRÉ LUIS MOREIRA DE CARVALHO
UEPG

Profa. Dra. CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI
FATEC

Agosto de 2009

DADOS CURRICULARES

RONALDO CRISTIANO DA SILVA

NASCIMENTO	15.03.1982 – SÃO JOSÉ DOS CAMPOS / SP
FILIAÇÃO	Divaldo Mariano da Silva Elizete Aparecida Castro da Silva
1997/1999	Curso Técnico Mecânico ETEP – Escola Técnica Prof. Everardo Passos
2000/2004	Curso de Graduação Engenharia Mecânica UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

De modo especial, à minha esposa Carolina e as nossas famílias,
que foram os grandes incentivadores para que eu continuasse no
curso.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha família e meus amigos.

À minha esposa *Carolina de Gouvêa Gomes da Silva*, que sempre me incentivou e me deu suporte.

Aos meus pais *Divaldo Mariano da Silva e Elizete Aparecida Castro da Silva*, que sempre incentivaram meus estudos independentemente das dificuldades.

Aos meus sogros José Carlos Gomes e Luzia de Gouvêa Gomes que sempre me acolheram e me incentivaram.

Ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira* que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado e a conclusão do curso seria praticamente impossível.

À Tenaris, em particular na pessoa do engenheiro *Marcelo Carlos Fritz*, pelos dados utilizados no estudo de caso, pelo grande incentivo e colaboração.

SILVA, R. C. **Caracterização de um aço microligado ao boro e tratado termicamente utilizado na fabricação de tubos**. 2009. 132 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

RESUMO

Na exploração e produção de petróleo e gás existe uma demanda crescente por aços especiais e de alta resistência. Com os campos mais fáceis e de melhor relação custo benefício já em produção, as empresas estão se movendo para exploração e produção de áreas não convencionais. O aumento da perfuração nessas áreas críticas traz um impacto direto no consumo de produtos de alta tecnologia, como tubulações fabricadas com aços de alta resistência. Para obtenção de aços de alta resistência, o mercado tem investido no desenvolvimento de aços, com progresso considerável nos processamentos térmicos e termomecânicos. Neste contexto, a martensita revenida, obtida através de têmpera e revenimento, representa uma alternativa importante, tendo em vista que esta estrutura pode aumentar a resistência, mantendo um bom nível de tenacidade. Os aços ligados ao boro são de baixo custo, boa temperabilidade e baixa dureza do material na condição após laminado, o que facilita sua conformação, e o torna uma boa opção para fabricação de tubos. Com o tratamento térmico de têmpera e revenimento, há a possibilidade de obtenção de distintas propriedades mecânicas em função da variação das temperaturas de revenimento. Neste projeto, objetivou-se otimizar os parâmetros de tratamento térmico (têmpera e revenimento), para obtenção de uma microestrutura martensítica revenida, a partir de um aço de baixo carbono ligado ao boro utilizado na fabricação de tubos. Foram realizadas caracterizações mecânicas e microestruturais do material tratado termicamente em distintas faixas de temperatura. O material apresentou alta temperabilidade após têmpera, e foi possível verificar a mudança das propriedades em função das distintas temperaturas de revenimento. As características microestruturais e mecânicas (resistência à tração, limite de escoamento e ductilidade) são apresentadas neste trabalho.

PALAVRAS-CHAVE: Aços Ti/B, tratamento térmico, têmpera, revenimento, tubos.

SILVA, R. C. **Characterization of a heat treated boron microalloyed steel used in pipe manufacturing**. 2009. 132 f. Dissertation (Master in Mechanical Engineering with emphasis on Materials Science) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

ABSTRACT

The exploration and production of oil and gas has increased its demand for special steels and high resistance steels. With the easiest, most cost-effective fields already in production, oil companies are now moving to non-traditional areas and fields that are more difficult to develop. Increased drilling in those critical environments will have a direct impact in the consumption of high-steel grade tubulars. In order to attend this demand, the market has invested in R&D of high resistance steels, focusing on heat treatment and thermomechanical processes. In this sense, tempered martensite microstructure represents a good steel design alternative, since that microstructure can increase steel resistance maintaining its toughness properties. Boron bearing steels are low cost, have excellent hardenability and low hardness on the as-rolled condition, which makes it a good alternative for pipe manufacturing. This characteristic has put the tempered martensite as one of the microstructures with high potential in terms of utilization for pipe manufacturing. The quench and tempering heat treatments gives the possibility of obtaining different mechanical properties as a result of changes in the tempering temperatures. This project aimed to optimize quench and tempering heat treatment processes in order to obtain tempered martensite microstructures utilizing a boron microalloyed steel. The material presented high hardenability after quenching and it was verified mechanical properties changes after tempering at different temperatures. The microstructural characteristics and mechanical properties (tensile strength, yield strength and ductility) are presented in this work

.

KEYWORDS: boron steels, heat treatment, quenching, tempering, pipes.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – Relações espaciais entre rochas geradoras, reservatórios e selantes (THOMAS, 2004)	26
FIGURA 2 – Consumo de energia por combustível	27
FIGURA 3 – Consumo de petróleo e produção	28
FIGURA 4 – Consumo mundial de petróleo	28
FIGURA 5 – Produção mundial de petróleo	29
FIGURA 6 – Configuração básica das colunas de revestimento de um poço de petróleo	31
FIGURA 7 – Diagrama esquemático das colunas de revestimento e de produção de um poço de petróleo.....	32
FIGURA 8 – Aço SAE 1040 recozido apresentando microestrutura ferrita-perlita. Ataque com 4% de picral e 2% de Nital. 500X.....	40
FIGURA 9 – Micrografias no estado normalizado do aço SAE 4118H modificado. Ataque com Nital 2% durante 15 segundos. 500X	41
FIGURA 10 – Comparação entre as estruturas martensítica e ferrítica	44
FIGURA 11 – Velocidade crítica de resfriamento	45
FIGURA 12 – Influência do meio de têmpera nas taxas de resfriamento.....	46
FIGURA 13 - Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenido.....	47
FIGURA 14 – Efeito do conteúdo de carbono sobre a dureza da martensita.....	47
FIGURA 15 – Diagrama esquemático do processo de revenimento de tubos.....	49
FIGURA 16 – Fotomicrografia ilustrando a estrutura martensítica.....	50
FIGURA 17 – Aço com 0.5% de carbono, temperado em água fria e revenido a 200°C. Textura martensítica revenida. Ataque nítrico. 750 x.....	51
FIGURA 18 – Aspecto micrográfico de um aço temperado e revenido, estrutura martensita revenida. Ataque nital. 1000 x.....	51
FIGURA 19 – Aspecto micrográfico de um aço temperado e revenido, estrutura martensita revenida. Ataque: nítrico. 750 x.....	52

FIGURA 20 – Influência do molibdênio no amolecimento de aços temperados com 0.35%C com o aumento da temperatura de revenimento.....	52
FIGURA 21 – Influência da temperatura de revenimento na tenacidade do aço tratado termicamente.....	53
FIGURA 22 – Tenacidade em função da temperatura de revenimento para um aço 4140, aço de elevada resistência mecânica, revenido por 1 hora.....	53
FIGURA 23 – Diâmetro crítico ideal como uma função do conteúdo de carbono e do tamanho de grão austenítico para ligas ferro-carbono.....	58
FIGURA 24 – Solubilidade de boro na austenita.....	64
FIGURA 25 – Relação entre o efeito do boro na temperabilidade e o conteúdo de boro para várias investigações. (curvas normalizadas para o mesmo efeito de boro).....	67
FIGURA 26 – Efetividade do conteúdo de boro na temperabilidade de aços carbono baixa liga	68
FIGURA 27 – Variação do efeito do boro na temperabilidade em relação ao conteúdo de carbono.....	70
FIGURA 28 – Efeito da temperabilidade do boro versus conteúdo de carbono para diversos graus de aço	70
FIGURA 29 – Variação do efeito da temperabilidade do boro com o conteúdo de carbono para vários tamanhos de grão em uma liga Fe-C-Mn com 0.5%C	72
FIGURA 30 – Variação do tempo de incubação com o tamanho de grão austenítico em um aço baixo carbono ligado ao níquel com boro e sem boro.....	73
FIGURA 31 – Fração de espaços de contornos de grão e matrix preenchidos com boro em função da temperatura.....	74
FIGURA 32 – Fluxograma de fabricação de tubos tratados termicamente na planta da TenarisConfab.....	77
FIGURA 33 – Desenho esquemático da linha de fabricação de tubos ERW da TenarisConfab.....	78

FIGURA 34 – Soldagem de tubos através do processo ERW-HFC.....	79
FIGURA 35 – Desenho esquemático da planta de tratamento térmico.....	80
FIGURA 36 – Processo de austenitização dos tubos.....	82
FIGURA 37 – Processo de têmpera dos tubos.....	83
FIGURA 38 – Croqui para teste análise química.....	85
FIGURA 39 – Equipamentos de análise química utilizados para os ensaios.....	86
FIGURA 40 – Desenho esquemático da região de retirada da amostra e dimensões do corpo de prova de tração.....	87
FIGURA 41 – Equipamentos de tração utilizados para os ensaios.....	87
FIGURA 42 – Desenho esquemático da região de retirada da amostra e dimensões do corpo de prova de impacto Charpy.....	88
FIGURA 43 – Equipamentos de ensaio de impacto Charpy utilizados para os ensaios.....	89
FIGURA 44 – Croqui para teste de dureza.....	90
FIGURA 45 – Equipamento de lixamento rotativo.....	91
FIGURA 46 – Gráfico de Limite de escoamento versus temperatura de revenimento para graus tratados em diversas temperaturas de revenimento.....	100
FIGURA 47 - Análise Microestrutural após Têmpera Aumento de 200X.....	111
FIGURA 48 - Análise Microestrutural após Têmpera Aumento de 1000X.....	112
FIGURA 49 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo A. Aumento de 200X.....	113
FIGURA 50 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo A. Aumento de 1000X.....	114
FIGURA 51 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo B. Aumento de 200X.....	115
FIGURA 52 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo B. Aumento de 1000X.....	116

FIGURA 53 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo	
C. Aumento de 200X.....	117
FIGURA 54 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo	
C. Aumento de 1000X.....	118
FIGURA 55 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo	
D. Aumento de 200X.....	119
FIGURA 56 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo	
D. Aumento de 1000X.....	120
FIGURA 57 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo	
E. Aumento de 200X.....	121
FIGURA 58 - Análise Microestrutural após Têmpera e Revenimento – Processo	
E. Aumento de 1000X.....	122

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Graus conforme norma API 5CT / ISO 11960 e seus respectivos processos de fabricação e tratamento.....	37
TABELA 2 – Graus conforme norma API 5CT / ISO 11960 e seus principais requisitos de composição química.....	37
TABELA 3 – Graus conforme norma API 5CT / ISO 11960 e seus principais requisitos de propriedades mecânicas	38
TABELA 4 – Graus conforme norma API 5CT / ISO 11960 e seus principais requisitos de energia absorvida ao impacto.....	38
TABELA 5 – Fatores de multiplicação da temperabilidade.....	59
TABELA 6 – Quantidade de boro ótima para aumentar a temperabilidade.....	66
TABELA 7 – Procedimento experimental para o processo de têmpera e revenimento.....	84
TABELA 8 – Descrição dos equipamentos de análise química	86
TABELA 9 – Composição química média obtida para o material e composição química especificada pela norma API 5CT para os graus N80 tipo Q, L80 tipo 1, C95 e P110.....	93
TABELA 10 – Resultados do ensaio de dureza para verificação da temperabilidade.....	94
TABELA 11 – Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “A”.....	96
TABELA 12 – Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “B”.....	97
TABELA 13 – Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “C”.....	97
TABELA 14 – Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “D”.....	98
TABELA 15 – Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “E”.....	99
TABELA 16 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “A”.....	102

TABELA 17 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “B”.....	102
TABELA 18 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “C”.....	103
TABELA 19 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “D”.....	104
TABELA 20 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “E”.....	104
TABELA 21 – Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “A”.....	106
TABELA 22 – Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “B”.....	106
TABELA 23 – Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “C”.....	107
TABELA 24 – Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “D”.....	107
TABELA 25 – Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “E”.....	108

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

API	- American Petroleum Institute
CCT	- Continuous cooling transformation
SAE	- Sociedade Americana de Engenharia
FB ou BF	- Fator de temperabilidade do boro
ppm	- Partes por milhão
OPEP	- Organização dos Países Exportadores de Petróleo
mbd	- Milhões de barris dia
ISO	- International Organization for Standardization
Db	- Diâmetro base
HRT	- Hot Runout Table
CWC	- Curtain Water Control
ERW	- Electric resistance welding
HFC	- High frequency contact
cdp	- Corpo-de- prova
CE	- Carbono equivalente
OCTG	- <i>Oil Country Tubular Goods</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	Ferro gama – Austenita
α	Ferro alfa – ferrita
α'	Ferro alfa – martensita
Fe_3C	Cementita
B	Boro
C	Carbono
Ac1	Temperatura crítica inferior de transformação
Ac3	Temperatura crítica superior de transformação
ε	Carboneto
Cr	Cromo
V	Vanádio
W	Tungstênio
Mo	Molibdênio
Di	Diâmetro ideal
Dc	Diâmetro crítico
β	Boro efetivo
Ti	Titânio
N	Nitrogênio
Btot	Conteúdo de boro total
t	Tempo
T	Temperatura

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	20
1.1. OBJETIVO	24
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	25
2.1. PETRÓLEO.....	25
2.2. TENDÊNCIAS	27
2.3. TUBOS PARA PERFURAÇÃO E EXPLORAÇÃO DE PETRÓLEO.....	30
2.3.1. Colunas de revestimento	30
2.3.2. Classificação das colunas de revestimento	34
2.3.2.1. Condutor.....	34
2.3.2.2. Revestimento de superfície.....	34
2.3.2.3. Revestimento intermediário.....	35
2.3.2.4. Revestimento de produção	35
2.3.2.5. Liner	35
2.3.2.6. Tie Back.....	36
2.3.3. Especificação de colunas de revestimento	36
2.4. TRATAMENTOS TÉRMICOS	39
2.4.1. Recozimento	40
2.4.2. Normalização.....	41
2.4.3. Têmpera e revenido	42
2.4.3.1. Têmpera comum	42
2.4.3.2. Revenido.....	48
2.5. TEMPERABILIDADE	54
2.5.1. Variáveis que determinam a temperabilidade de um aço	55
2.5.2. Tamanho de grão austenítico.....	56
2.5.3. A influência do conteúdo de carbono na temperabilidade	57
2.5.4. A influência de elementos de liga na temperabilidade	58
2.6. AÇOS LIGADOS AO BORO	60
2.6.1. Temperabilidade de aços ao boro.....	60
2.6.2. Mecanismo do boro	62
2.6.3. Precipitação de constituintes de boro.....	64
2.6.4. Conteúdo de boro	66
2.6.5. Influência das práticas de aciaria.....	67
2.6.6. Influência do conteúdo de carbono	69
2.6.7. Regra do tamanho de grão.....	71
2.6.8. A influência da temperatura de austenitização	73
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	75
3.1. PROJETO DO AÇO	75
3.2. FABRICAÇÃO DO TUBO.....	77
3.3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	81
3.4. TESTES MECÂNICOS E DE ANÁLISE QUÍMICA	85
3.4.1. Testes de Análise Química	85
3.4.2. Testes de Tração.....	86
3.4.3. Testes de Impacto Charpy	88

3.4.4. Testes de Dureza	89
3.4.4.1 Testes de Temperabilidade	89
3.4.4.2 Testes de Dureza após revenimento.....	89
3.4.5. Análise Micrográfica.....	90
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	92
4.1. ANÁLISE QUÍMICA.	92
4.2. ENSAIOS MECÂNICOS	93
4.2.1. Ensaios de temperabilidade	93
4.2.2. Testes de Tração longitudinal.....	96
4.2.3. Testes de Impacto Charpy	101
4.2.4. Testes de Dureza	105
4.2.5. Análise microestrutural	109
5. CONCLUSÕES.....	123
REFERÊNCIAS.....	125
ANEXO A – RESULTADOS DE DUREZA APÓS TÊMPERA	131

1. INTRODUÇÃO

O mercado do aço tem oscilado e sido dominado pela instabilidade no fornecimento de elementos de liga de baixo custo utilizados na fabricação de aços especiais. Neste contexto, o cromo é um exemplo dessa situação de instabilidade e é documentado desde décadas atrás, onde pesquisas mostravam que a excessiva concentração desse elemento de liga em determinadas regiões do mundo resultaria num desequilíbrio na relação oferta-demanda (IRVING, 1979; NADRAKI, 1978). A combinação entre a forte demanda de cromo ocorrida nos últimos anos, a escassez de oferta e os grandes aumentos no custo do frete, de energia e da cromita, fez com que o preço do ferro-cromo atingisse os maiores níveis de preço dos últimos dez anos em 2005 (THE AUSTRALIAN JOURNAL OF MINING, 2005). A disponibilidade e o preço de molibdênio é outro exemplo do que os fabricantes de aço estão confrontando. A quantidade de molibdênio a ser fornecida no mercado internacional para 2009, será em escala similar comparada com 2008, sendo que se ocorrer um aumento na demanda, pode haver aumentos de preço (FEMOLYBDENUM JOURNAL, 2008).

Por outro lado, a necessidade de elementos de liga para fabricação de aços especiais e, principalmente, de aços de alta resistência será sustentada em função do crescente custo de energia (MAITREPIERRE et al., 1979). O aumento do custo de energia é impulsionado pelo próprio crescimento do consumo. Isto fez com que organizações privadas e estatais, em busca de novas fontes de óleo e gás passassem a frequentemente explorar regiões remotas e com condições climáticas adversas. Isto levou a um aumento na demanda por aços estruturais de alta resistência, boa tenacidade a baixas temperaturas, boa soldabilidade, baixo nível de inclusões e boa qualidade superficial (ROZA et al., 2006).

No caso das linhas de transporte de gás e petróleo, o crescimento da demanda mundial por energia e a exploração de reservas *onshore* e *offshore* sob condições adversas, gerou a necessidade da construção de dutos mais resistentes, capazes de trabalhar com pressões de operações mais elevadas, com a melhor eficiência possível e

que ainda permitissem uma redução nos custos de transporte e construção de dutos. Neste caso, a utilização de aços de alta resistência mantendo constante o diâmetro do tubo e a pressão do duto, significa evitar o uso de espessuras muito elevadas. Os benefícios vão desde a economia de aço, reduzindo o peso e, dessa forma, os custos na compra dos tubos e na construção e montagem, até a viabilização de projetos onde altas pressões, vazões e esforços são requeridos (BATISTA, 2005).

Na exploração e produção de petróleo e gás, também existe uma demanda crescente por aços especiais e de alta resistência. Com os campos mais fáceis e de melhor relação custo-benefício já em produção, as empresas estão se movendo para exploração e produção de áreas não convencionais, que são mais difíceis de desenvolver. O aumento da perfuração nessas áreas críticas (*offshore* e águas profundas, ambientes ácidos, alta pressão/alta temperatura, etc.) terá um impacto direto no consumo de produtos de alta tecnologia com tubulações fabricadas com aços de alta resistência e com conexões premium (TENARIS, 2005).

A partir da década de 90, o cenário de forte demanda de aço especiais, tem causando escassez de elementos de liga, dependência de fontes externas e aumento de custos, proporcionando assim, um interesse contínuo na pesquisa e no desenvolvimento de aços, com conseqüente progresso nos processamentos térmicos e termomecânicos. A base para o desenvolvimento de novos aços está relacionada ao conceito de que o melhor material para uma dada aplicação é aquele que proporciona o melhor desempenho com o menor custo. Neste cenário, a obtenção de uma estrutura martensítica revenida representa uma alternativa importante, tendo em vista que esta estrutura pode aumentar a tenacidade, sem perda na resistência, ou ainda, aumentar a resistência, sem prejudicar a tenacidade do material. Estas características têm colocado a martensita revenida como um dos constituintes que apresentam maior potencial em termos de pesquisa e desenvolvimento de aços para a fabricação de tubos para revestimento de poços de petróleo.

Neste contexto, aços de alta resistência e baixa liga possuem grande destaque no mercado e, com isso, os aços ligados ao boro certamente são um atrativo para aços baixa liga. Isto está relacionado ao fato de que o boro é um dos agentes mais eficazes para aumentar a temperabilidade, quando comparado com elementos de liga padrões, uma vez que poucos ppm (% em peso) de boro resultam em grandes efeitos na temperabilidade (MAITREPIERRE et al., 1978). Sendo tão pequena a quantidade de boro necessária para o aumento da temperabilidade, a disponibilidade doméstica e de baixo custo é vasta. Entretanto, aços ao boro enfrentaram uma grande batalha para consolidar sua aplicação nos anos 40 e 50. As dificuldades derivaram da aparente irreprodutibilidade da influência da adição de boro na temperabilidade do aço, assim como alguns problemas de fragilidade atribuídos a presença do boro, em alguns casos. A necessidade de um melhor controle do efeito do boro inspirou a iniciação de uma série de pesquisas nos anos 70, quando o contexto econômico tornou-se favorável ao desenvolvimento de aços de alta resistência e baixo custo (MAITREPIERRE et al., 1979). Em síntese, as três principais características dos aços ligados ao boro são o baixo custo, boa temperabilidade e baixa dureza no material na condição após laminação (sem tratamento térmico) .

Existe, atualmente, um grande mercado para utilização de aços ligados ao boro tratados termicamente por têmpera e revenimento. Devido ao baixo custo do aço (função da necessidade de pequenas adições de boro e seu baixo custo comparado com outros elementos) e a alta temperabilidade do material, este aço é largamente utilizado na fabricação de tubos para a indústria de petróleo e gás. Esses tubos são utilizados como revestimento de poços de petróleo e podem ser fabricados tanto pelo processo sem costura como pelo processo com costura (através de soldagem). A alta temperabilidade proporcionada pela adição de boro é uma grande vantagem comparado à outros elementos, pois permite que o aço mesmo com baixo carbono equivalente consiga uma efetiva transformação da austenita em martensita, sendo esse um fator importante para a aplicação de aços ao boro na fabricação de tubos com costura a partir de bobinas laminadas a quente.

Atualmente já está estabelecido que a adição de boro, em quantidades bem pequenas no aço, dificulta consideravelmente a difusão do carbono na austenita, retardando a transformação ferrítica nos contornos de grão em aços carbono baixa liga, resultando em um grande aumento na temperabilidade (ASAHI, 2002). Acredita-se que este efeito benéfico é devido ao fato dos átomos de boro segregarem nos contornos de grão austeníticos suprimindo a formação de ferrita primária. Com o objetivo de se obter o máximo de temperabilidade, um máximo de 3 a 30 ppm de boro deve ser adicionado à liga. A adição de boro dentro desses limites visa evitar efeitos indesejáveis, tanto pela falta do elemento como pela deterioração da temperabilidade (SHYNE,1956; SIMCOE,1956). Isto porque o excesso de átomos de boro pode ocasionar a formação de precipitados, que atuam como nucleadores preferenciais para a ocorrência da transformação austenita-ferrita. Além disso, também é importante prevenir a precipitação de nitretos de boro que podem reduzir a efetividade dos átomos de boro na temperabilidade (UENO; INOUE,1973; YAMANAKA; OHMORI, 1978).

Visando a obtenção de uma microestrutura predominantemente martensítica, é necessário garantir a segregação do boro livre nos contornos de grãos austeníticos, retardando a nucleação da ferrita e favorecendo a formação da martensita, assegurando assim a efetividade da têmpera (STUMPF; BANKS, 2006).

Devido a grande afinidade do boro em combinar-se com o oxigênio e nitrogênio, a proteção do boro contra a oxidação e precipitação, na forma de nitretos e carboboretos, é de grande importância, pois é fundamental a presença de boro livre para segregar nos contornos de grão. As práticas de aciaria e as quantidades adicionadas de boro são fundamentais para maximizar o efeito deste elemento. Na formulação da composição química, objetiva-se uma relação $Ti/N > 3,5$ a fim de garantir o efeito do boro (SILVA; CHAD; FRITZ, 2007).

Para otimizar a segregação do boro é necessário também um controle da temperatura de austenitização durante o tratamento térmico do tubo, pois o efeito do boro na temperabilidade do aço, pode ser maximizado ou bastante prejudicado em

função desta temperatura, cuja influência neste caso está relacionada à taxa de nucleação de carbonetos de boro. Para o caso de temperaturas elevadas, significa uma menor taxa de nucleação de carbonetos de boro e menor temperabilidade (MORRAL; CAMERON, 1979).

Outro benefício aliado à utilização de aços ao boro, em conjunto com o tratamento térmico de têmpera e revenimento, é a possibilidade de obtenção de propriedades mecânicas distintas (resistência mecânica, ductilidade e tenacidade) em função da variação das temperaturas de revenimento. O revenimento é o tratamento térmico complementar da têmpera ou martêmpera, e consiste no aquecimento do aço, já com estrutura martensítica, durante um determinado tempo a uma determinada temperatura abaixo da temperatura de austenização, seguido de um resfriamento rápido ou lento, com a finalidade de diminuir a dureza, as tensões estruturais, a fragilidade e aumentar a ductilidade.

1.1. OBJETIVO

Neste projeto pretende-se determinar parâmetros de tratamento térmico, realizados através de têmpera e revenimento, que levem à obtenção de estruturas martensíticas revenida a partir de um único aço de baixo carbono ligado ao boro. Busca-se atingir os graus N80 tipo Q, L80 tipo 1, C95 e P110, de acordo com o especificado pela norma API 5CT. Esta verificação será realizada por caracterização mecânica e microestrutural do material, tratado termicamente em distintas faixas de temperatura de revenimento. As características microestruturais serão correlacionadas com as características mecânicas (resistência à tração, limite de escoamento e ductilidade).

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. PETRÓLEO

O petróleo é uma substância oleosa, inflamável, menos densa que a água, com cheiro característico e de cor variando entre o negro e o castanho escuro. O termo petróleo envolve todas as misturas naturais de compostos de carbono e hidrogênio, os denominados hidrocarbonetos, incluindo o óleo e o gás natural, embora seja também empregado para designar apenas os compostos líquidos (WIKIPEDIA, 2008).

Sua origem se dá a partir de matéria orgânica, animal e vegetal (principalmente algas), soterrada pouco a pouco por sedimentos caídos no fundo de antigos mares ou lagos, em condições de ausência de oxigênio, que, se ali existisse, poderia destruí-los por oxidação. Entretanto, mesmo assim a matéria orgânica desses tecidos passou por drásticas modificações, graças à temperatura e à pressão causada pelo soterramento prolongado e movimentos da crosta terrestre, de modo que praticamente só restaram o carbono e o hidrogênio, que, sob condições adequadas, combinaram-se para formar o petróleo ou gás (BIBLIOTECA VIRTUAL DO GOVERNO DO ESTADO DE SÃO PAULO, 2008). A interação dos fatores – matéria orgânica, sedimento e condições termoquímicas apropriadas – é fundamental para o início da cadeia de processos que leva a formação do petróleo.

Ao contrário do que se pensa, o petróleo não permanece na rocha que foi gerado - a rocha matriz - mas desloca-se buscando zonas de menor pressão. Para obter-se ter uma acumulação de petróleo é necessário que este tenha seu caminho interrompido pela existência de algum tipo de armadilha geológica. Essas armadilhas são formadas por duas camadas de rochas, uma superior formada por rochas selantes (formando uma barreira) e outra inferior formada por rocha reservatório (rochas porosas) (THOMAS, 2004).

A rocha selante possui como característica principal uma baixa permeabilidade, sendo que duas classes de rocha são selantes por excelência: os folhelos e os evaporitos (sal). As rochas reservatório são porosas e permeáveis, formadas normalmente por arenitos. Dessa maneira, o petróleo permanece sob altíssima pressão nas rochas porosas, até que seja eventualmente alcançado pela perfuração de um poço.

De um modo geral, a fase exploratória mais dispendiosa é a da perfuração de poços. A decisão de perfurá-los é antecedida de extensa programação e elaboração de estudos, que permitam um conhecimento tão detalhado quanto possível das condições geológicas presentes na região, tanto na superfície como em subsuperfície. As perfurações se orientarão, assim, para as áreas que tenham, de fato, as maiores possibilidades de conter acumulações de óleo ou gás.

Para localizar o petróleo ou gás numa bacia sedimentar, os especialistas firmam-se em dois princípios fundamentais: 1) o petróleo se aloja numa estrutura localizada na parte mais alta de um compartimento de rocha porosa, isolada por camadas impermeáveis. Essa estrutura é denominada armadilha ou trapa (Figura 1). Essas estruturas são resultantes de modificações sofridas pelas rochas ao longo do tempo geológico, especialmente a sua deformação, através do desenvolvimento de dobras e falhas na crosta terrestre (BIBLIOTECA VIRTUAL DO GOVERNO DO ESTADO DE SÃO PAULO, 2008).

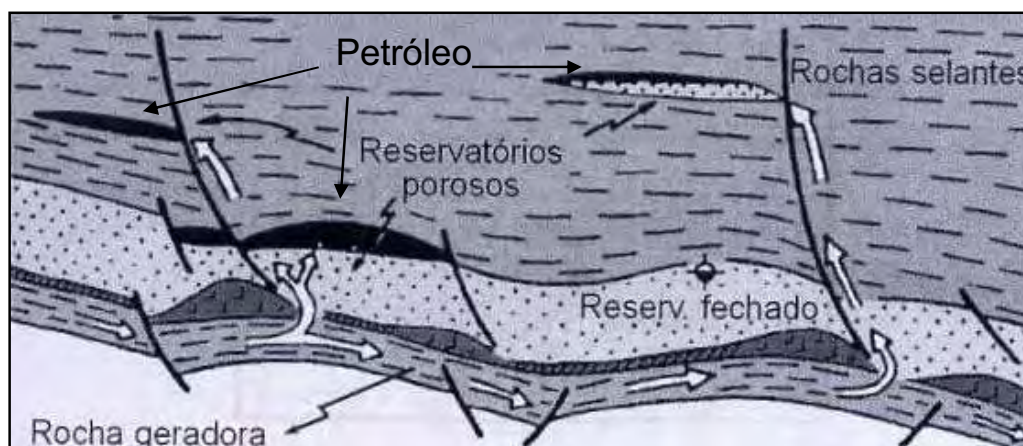


Figura 1 – Relações espaciais entre rochas geradoras, reservatórios e selantes (THOMAS, 2004)

2.2. TENDÊNCIAS

Durante muitas décadas, o petróleo foi o grande propulsor da economia internacional, chegando a representar, no início dos anos 70, quase 50% do consumo mundial de energia primária. Embora declinante ao longo do tempo, sua participação nesse consumo ainda representa cerca de 43%, e esta deverá manter-se expressiva por várias décadas (ANEEL,2008).

O petróleo lidera e continuará liderando o *ranking* das fontes energéticas mais consumidas, conforme pode ser observado na Figura 2. Outras fontes de energia também terão destaque nos próximos anos, como a energia eólica, hidráulica, solar e biomassa, isso sem contar com os avanços relativos ao hidrogênio. Porém, mesmo se, em uma escala relativa, estas tiverem um crescimento maior que o petróleo e o gás natural, isso pouco significará devido ao volumoso consumo de petróleo, e cujos passos estão sendo seguidos pelo gás natural (TENARIS, 2005).

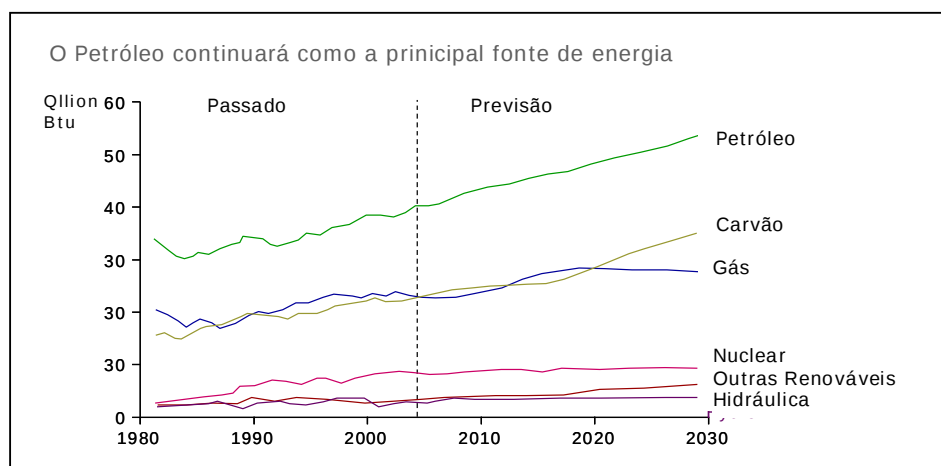


Figura 2 - Consumo de energia por combustível (TENARIS, 2005)

Na Figura 3, pode-se observar uma comparação realizada entre a quantidade de descoberta de novos poços de petróleo e a produção mundial. A partir da década de 80 há um desequilíbrio entre a quantidade de novas descobertas e o consumo mundial. Dessa forma, para atender à demanda futura de petróleo serão necessários novos

trabalhos de exploração, para que com a descoberta de novas reservas volte a haver um equilíbrio entre a oferta e a demanda.

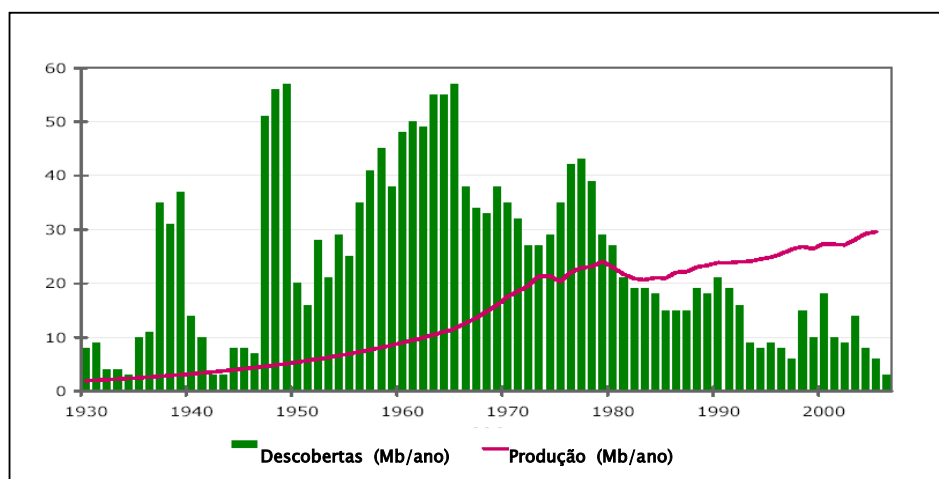


Figura 3 - Consumo de petróleo e produção (ROCCA, 2008)

Conforme pode ser observado na Figura 4, a demanda mundial por petróleo e gás continuará a crescer, aproximadamente, 2,1% por ano, provocada principalmente pelo aumento da população e do crescimento econômico de países não pertencentes à OPEP (Organização dos Países Exportadores de Petróleo), como a China (TENARIS, 2005).

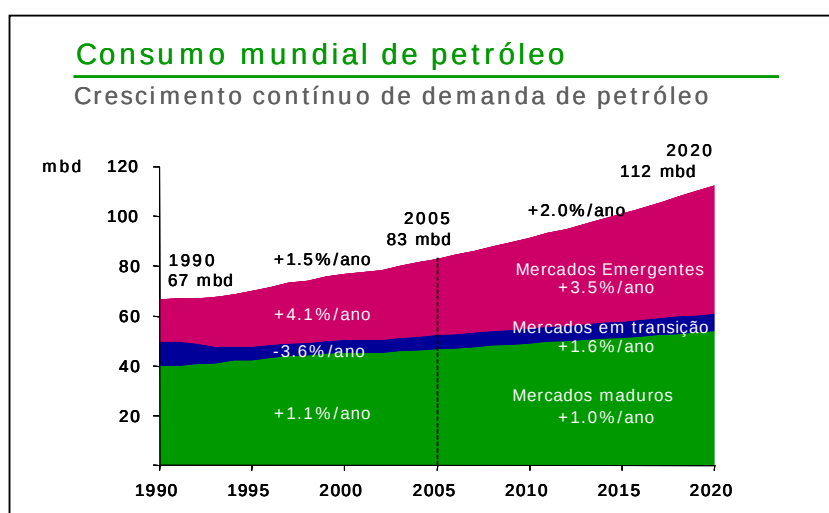


Figura 4 - Consumo mundial de petróleo (TENARIS, 2005)

Se o crescimento da demanda continuar como previsto, a demanda futura de petróleo encontrará desafios entre 2010 e 2020. A principal preocupação é o declínio na produção dos poços atuais (~ 4% – 6% por ano). Essa projeção pode ser observada na Figura 5. Dessa forma, para suprir a demanda futura compensando o declínio dos poços atuais será necessário colocar novas reservas em produção. Para se ter uma perspectiva, em 2020, a quantidade necessária referente à produção das novas reservas deveria ser aproximadamente igual à produção mundial total de 2004 (ROCCA, 2008).

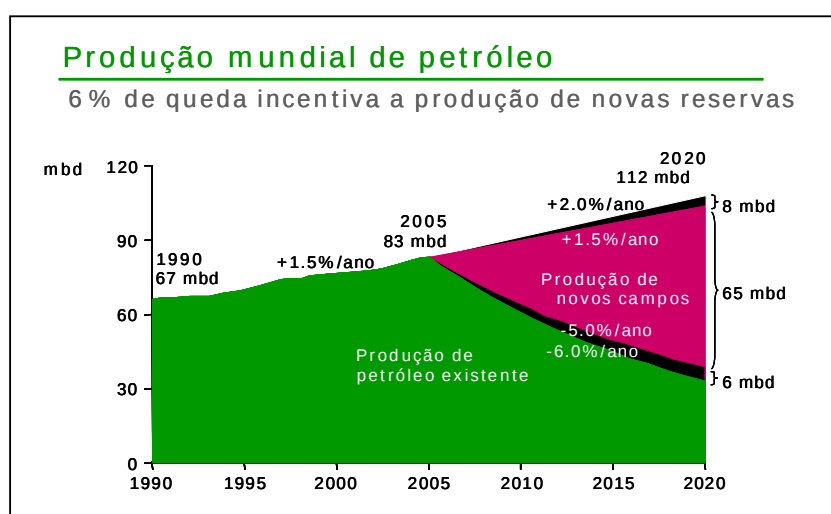


Figura 5 - Produção mundial de petróleo (TENARIS, 2005)

A maioria das novas produções de petróleo virá dos países da OPEP, que são responsáveis por 69% das reservas mundiais, e de alguns países não pertencentes a OPEP, incluindo Rússia, Angola, Brasil, Canadá e México. Como o pico da produção de gás não é esperado antes de 2030, o gás natural se tornará mais relevante como substituto do petróleo depois dos próximos 25 anos. Novas produções de gás virão principalmente do Meio Oriente (Qatar, Irã, Oman, Emirados Árabes e Arábia Saudita) e da Rússia. Outros campos de gás em desenvolvimento virão do Sudeste da Ásia e África do Norte (TENARIS, 2005).

O cenário descrito irá impactar fortemente na atividade de perfuração e no negócio de *OCTG (Oil Country Tubular Goods)* na próxima década. Baseado em estimativas, o número de poços perfurados deveria aumentar 10% por ano entre 2005 e 2006, e mais 10% entre 2007 e 2010. A perfuração de novos poços irá requerer mais tubos para perfuração, exploração e produção de poços (TENARIS, 2005).

Com os campos mais fáceis e de melhor relação custo benefício já em produção, as empresas estão se movendo para exploração e produção de áreas não convencionais, que são mais difíceis de desenvolver. O aumento da perfuração nessas áreas críticas (*offshore* e águas profundas, ambientes ácidos, alta pressão/alta temperatura, etc.) terá um impacto direto no consumo de produtos de alta tecnologia (conexões *premium* e tubulações de alta resistência). A exploração e produção de gás e o desenvolvimento de novas perfurações e novas técnicas de produção também terão impacto no consumo desses produtos de alta performance.

2.3. TUBOS PARA PERFURAÇÃO E EXPLORAÇÃO DE PETRÓLEO

2.3.1. Colunas de revestimento

Desde a antiguidade o homem tem perfurado poços na crosta da terra, reconhecendo a necessidade de revesti-los total ou parcialmente para proteger suas paredes. Esse revestimento evoluiu das rudimentares alvenarias, adotadas na antiguidade, passando pelas proteções de madeira, como as do poço de Drake, pelos tubos de ferro fundido usados até algumas décadas atrás, até chegar ao atual revestimento constituído de tubos de aço especial.

O poço é perfurado em fases, cujo número depende das características das zonas a serem perfuradas e da profundidade final prevista. Geralmente o número de fases de um poço é de três ou quatro, podendo chegar a oito, em certos casos. Cada uma das fases é concluída com a descida de uma coluna de revestimento e sua cimentação, como ilustram as Figuras 6 e 7 (THOMAS, 2004).

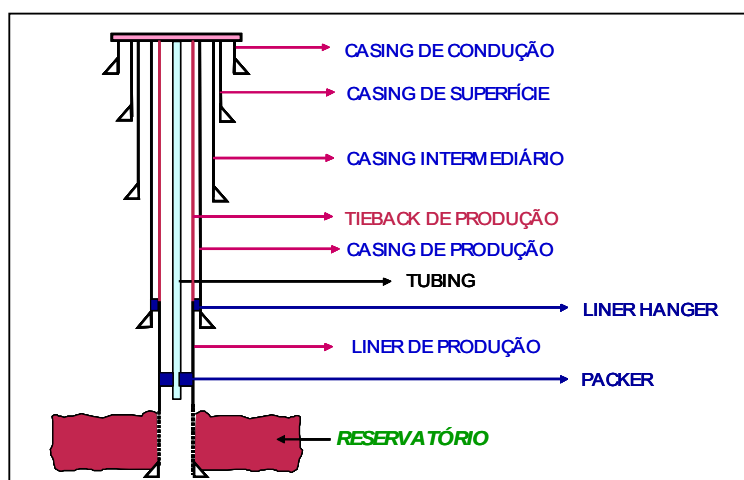


Figura 6 - Configuração básica das colunas de revestimento de um poço de petróleo (TearisUniversity, 2005)

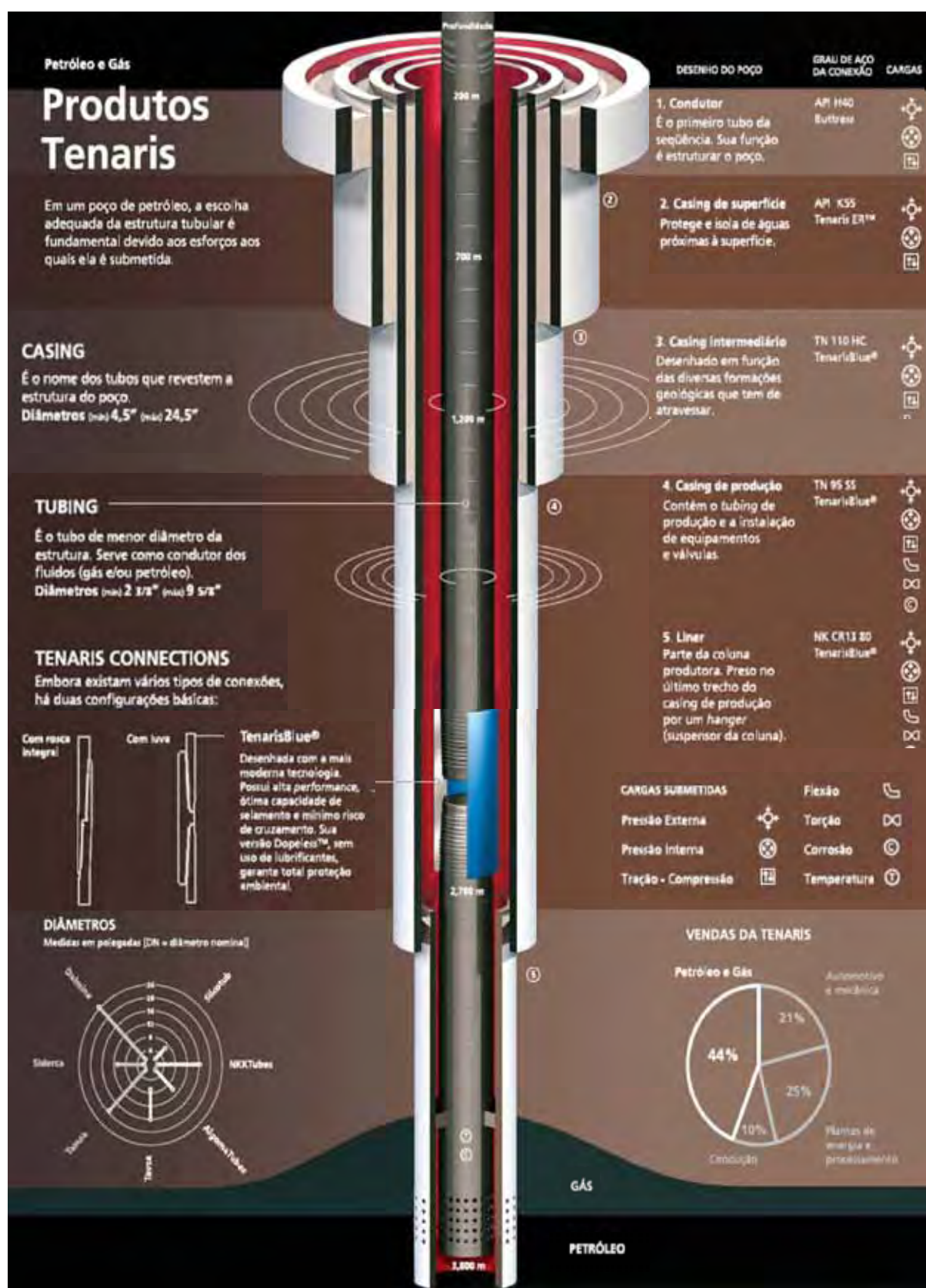


Figura 7 - Diagrama esquemático das colunas de revestimento e de produção de um poço de petróleo (TenarisConfab, 2005)

Durante a perfuração do poço existe a necessidade de revesti-lo para proteger suas paredes. A coluna de revestimento é uma estrutura formada por tubos de aço conectados uns aos outros por conexões roscadas com o objetivo principal de sustentar as paredes do poço, e constitui uma das parcelas mais expressivas do custo da perfuração de um poço de petróleo (15 a 20% no mar, podendo chegar a 50% em terra) (ONAC, 2009).

O número de fases e o comprimento das colunas de revestimento são determinados em função das pressões de poros e de fratura previstas, que indicam o risco de prisão da coluna por diferença de pressão, ocorrência de kicks (picos de pressão), desmoronamento das paredes do poço ou perda do fluido de perfuração para as formações (WIKIPEDIA, 2009).

A configuração de cada uma das colunas de revestimento é projetada em função dos esforços aos quais estarão submetidas durante as operações de completação do poço e ao longo de sua vida útil. O API (*American Petroleum Institute*) padronizou procedimentos industriais e operacionais para fabricação e manuseio de tubos de revestimento. Suas recomendações e padronizações são adotadas em quase todos os países ocidentais, inclusive o Brasil, embora alguns produtos ou procedimentos não padronizados também sejam adotados.

As principais funções das colunas de revestimento são:

- Prevenir o desmoronamento das paredes do poço;
- Evitar a contaminação da água potável dos lençóis freáticos mais próximos à superfície;
- Permitir o retorno do fluido de perfuração à superfície;
- Prover meios de controle de pressão dos fluidos, permitindo aplicação de pressão adicional desde a superfície;
- Permitir a adoção de sistema de fluido de perfuração diferente, mais compatível com as formações a serem perfuradas adiante;
- Impedir a migração de fluidos das formações;

- Sustentar os equipamentos de segurança de cabeça de poço;
- Sustentar outra coluna de revestimento;
- Alojamento dos equipamentos de elevação artificial;
- Confinar a produção ao interior do poço.

Dentre as principais características essenciais das colunas de revestimento, podemos destacar que elas devem:

- Ser estanque;
- Ter resistência compatível com as solicitações;
- Ter dimensões compatíveis com as atividades futuras;
- Ser resistente à corrosão e à abrasão;
- Apresentar facilidade de conexão;
- Ter a menor espessura possível.

2.3.2. Classificação das colunas de revestimento

2.3.2.1. Condutor

É o primeiro revestimento do poço, assentado a pequena profundidade (10 m a 50 m), com a finalidade de sustentar sedimentos superficiais não consolidados. Pode ser assentado por cravação, por jateamento (no mar) ou por cimentação em poço perfurado. Diâmetros típicos: 30" (762 mm), 20" (508 mm), 13 3/8" (339,72 mm) (TATAGIBA, 2009).

2.3.2.2. Revestimento de superfície

Com comprimento variando na faixa de 100 m a 600 m, visa proteger os horizontes superficiais de água e prevenir desmoronamento de formações inconsolidadas. Serve ainda como base de apoio para os equipamentos de segurança de cabeça de poço, sendo cimentado em toda a sua extensão para evitar flambagem devido ao grande peso dos equipamentos e dos revestimentos subsequentes, que nele se apóiam. Seus diâmetros típicos são: 20" (508 mm), 18 5/8" (473 mm), 16" (406,40

mm), 13 3/8" (339,72 mm), 10 3/4" (273,05 mm) e 9 5/8" (244,48 mm) (THOMAS, 2004).

2.3.2.3. Revestimento intermediário

Tem a finalidade de isolar e proteger zonas de alta ou baixa pressão, zonas de perda de circulação, formações desmoronáveis, formações portadoras de fluidos corrosivos ou contaminantes de lama. Sua faixa de profundidade de assentamento é bem vasta, variando de 1000 m a 4000 m. É cimentado somente na parte inferior ou, em alguns casos, num trecho intermediário adicional. É sustentado na superfície por cunhas apropriadas, apoiadas no sistema de cabeça de poço. Diâmetros típicos: 13 3/8" (339,72 mm), 9 5/8" (244,48 mm), 7" (177,80 mm) (TATAGIBA, 2009).

2.3.2.4. Revestimento de produção

Como o próprio nome indica, é descido com a finalidade de permitir a produção de poço, suportando suas paredes e possibilitando o isolamento entre os vários intervalos produtores. Seu emprego depende da ocorrência de zonas de interesse. Diâmetros típicos: 9 5/8" (244,48 mm), 7" (177,80 mm), 5 1/2" (139,70 mm) (THOMAS, 2004).

2.3.2.5. Liner

É uma coluna de revestimento que é descida e cimentada no poço visando cobrir apenas a parte inferior deste, o poço aberto. Seu topo fica ancorado um pouco acima da extremidade inferior do revestimento anterior e é independente do sistema de cabeça de poço. Seu uso é crescente em função de suas características de economia, versatilidade e rapidez de operação, podendo ser usado em substituição ao revestimento intermediário (*liner* de perfuração) e ao revestimento de produção (*liner* de produção). Diâmetros típicos: 13 3/8" (339,72 mm), 9 5/8" (244,48 mm), 7" (177,80 mm), 5 1/2" (139,70 mm) (THOMAS, 2004).

2.3.2.6. Tie Back

É a complementação de uma coluna de *liner* até a superfície, quando limitações técnicas ou operacionais exigirem proteção do revestimento anterior. Diâmetros típicos: 9 5/8" (244,48 mm), 7" (177,80 mm), 5 1/2" (139,70 mm) (TATAGIBA, 2009).

2.3.3. Especificação de colunas de revestimento

O instituto API (*American Petroleum Institute*) padronizou procedimentos industriais e operacionais para fabricação e manuseio de tubos de revestimento. A norma API 5CT / ISO 11960 - *Petroleum and natural gas industries - Steel pipes for use as casing or tubing for wells* (API, 2004) especifica as condições técnicas de entrega de tubos de aço destinados a revestimento (*casing*) e produção (*tubing*) de poços de petróleo e tubos para fabricação de luvas (*coupling-stock*).

Dentre os principais requisitos especificados pela API 5CT se encontram: informações a serem fornecidas pelo comprador, processos de fabricação, requisitos de propriedade mecânica e composição química, requisitos dimensionais, peso, tolerâncias, defeitos admissíveis, inspeção, frequência e tipo de testes, marcação e documentação (API, 2004).

Devido à diversidade de condições (esforços, temperaturas e ambientes) em que um tubo de aço pode ser exposto ou estar submetido durante as etapas de perfuração e produção de poços de petróleo, são necessários diversos tipos de produtos. A norma API 5CT (API, 2004) estabelece a principal gama de produtos utilizados atualmente para as aplicações de perfuração e exploração. É importante também destacar que distintos fabricantes de tubo, atualmente, possuem desenvolvidos e continuam desenvolvendo produtos diferenciados com maiores níveis de resistência para aplicações em poços extremos (ultra profundos, abaixo de camadas de sal, ambientes corrosivos, altas pressões e altas temperaturas). Os principais requisitos com relação a processos de fabricação, propriedades mecânicas e composição química são apresentados nas Tabelas 1, 2, 3 e 4.

Tabela 1 - Graus conforme norma API 5CT / ISO 11960 e seus respectivos processos de fabricação e tratamento (API, 2004).

Grupo	Grau	Tipo	Processo de Fabricação	Tratamento Térmico	Temperatura de Revenimento °C. min.
1	H40	—	S or EW	None	—
	J55	—	S or EW	None b	—
	K55	—	S or EW	None b	—
	N80	1	S or EW	c	—
	N80	Q	S or EW	Q&T	—
2	M65	—	S or EW	d	—
	L80	1	S or EW	Q&T	566
	L80	9Cr	S	Q&T e	593
	L80	13Cr	S	Q&T e	593
	C90	1	S	Q&T	621
	C90	2	S	Q&T	621
	C95	—	S or EW	Q&T	538
	T95	1	S	Q&T	649
	T95	2	S	Q&T	649
3	P110	—	S or EW f, g	Q&T	—
4	Q125	1	S or EWg	Q&T	—
	Q125	2	S or EWg	Q&T	—
	Q125	3	S or EWg	Q&T	—
	Q125	4	S or EWg	Q&T	—

a S = processo sem costura; EW = processo de soldagem por resistência elétrica.

b normalizado (N), normalizado e revenido (N&T), ou temperado e revenido (Q&T), a critério do fabricante ou conforme especificado no pedido

c normalizado ou normalizado e revenido a critério do fabricante.

d todo o tubo deve ser tratado termicamente. Normalizado (N), normalizado e revenido (N&T), ou temperado e revenido (Q&T), a critério do fabricante ou conforme especificado no pedido

e Tipo 9Cr e 13Cr podem ser temperados ao ar.

f Composição química especial para o P110 (EW) casing está especificada na Tabela 2.

g Requisitos especiais para P110 (EW) e Q125 (EW) estão especificados no item A.5 (SR11) da API 5CT.

Tabela 2 - Graus conforme norma API 5CT / ISO 11960 e seus principais requisitos de composição química (API, 2004).

Grupo	Grau	Tipo	C		Mn		Mo		Cr		Ni	Cu	P	S	Si
			min	max	min	max	min	max	min	max	max	max	max	max	max
1	H40	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—
	J55	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—
	K55	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—
	N80	1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—
	N80	Q	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—
2	M65	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	—
	L80	1	—	0,43 a	—	1,90	—	—	—	—	0,25	0,35	0,030	0,030	0,45
	L80	9Cr	—	0,15	0,30	0,60	0,90	1,10	8,00	10,0	0,50	0,25	0,020	0,010	1,00
	L80	13Cr	0,15	0,22	0,25	1,00	—	—	12,0	14,0	0,50	0,25	0,020	0,010	1,00
	C90	1	—	0,35	—	1,20	0,25 b	0,85	—	1,50	0,99	—	0,020	0,010	—
	C90	2	—	0,50	—	1,90	—	NL	—	NL	0,99	—	0,030	0,010	—
	C95	—	—	0,45 c	—	1,90	—	—	—	—	—	—	0,030	0,030	0,45
	T95	1	—	0,35	—	1,20	0,25 d	0,85	0,40	1,50	0,99	—	0,020	0,010	—
	T95	2	—	0,50	—	1,90	—	—	—	—	0,99	—	0,030	0,010	—
	P110	e	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,030 e	0,030 e	—
4	Q125	1	—	0,35	—	1,35	—	0,85	—	1,50	0,99	—	0,020	0,010	—
	Q125	2	—	0,35	—	1,00	—	NL	—	NL	0,99	—	0,020	0,020	—
	Q125	3	—	0,50	—	1,90	—	NL	—	NL	0,99	—	0,030	0,010	—
	Q125	4	—	0,50	—	1,90	—	NL	—	NL	0,99	—	0,030	0,020	—

a O Conteúdo de carbono para o L80 pode subir até 0,50 % max se o produto for temperado no óleo.

b O conteúdo de molibdênio para o C90 Tipo 1 não possui tolerância min se a espessura for menor que 17,78 mm.

c O conteúdo de carbono para o C95 pode subir até 0,55 % max se o produto for temperado a óleo.

d O conteúdo de molibdênio para o T95 Tipo 1 pode ser reduzido até 0,15 % min se a espessura for menor que 17,78 mm.

e Para o P110 (EW), o fósforo deve ser 0,020 % max e o enxofre 0,010 % max.

NL = sem limite. Este elementos devem ser reportados na análise de produto.

Tabela 3 - Graus conforme norma API 5CT / ISO 11960 e seus principais requisitos de propriedades mecânicas (API, 2004).

Grupo	Grau	Tipo	Alongamento %	Limite de Escoamento MPa		Limite de Tensão min Mpa	Dureza ^a max		Espessura especificada mm	Variação de Dureza permissível ^b
				min	max		HRC	HBW/HBS		
1	H40	—	0,5	276	552	414	—	—	—	—
	J55	—	0,5	379	552	517	—	—	—	—
	K55	—	0,5	379	552	655	—	—	—	—
	N80	1	0,5	552	758	689	—	—	—	—
	N80	Q	0,5	552	758	689	—	—	—	—
	M65	—	0,5	448	586	586	22	235	—	—
	L80	1	0,5	552	655	655	23	241	—	—
	L80	9Cr	0,5	552	655	655	23	241	—	—
2	L80	13Cr	0,5	552	655	655	23	241	—	—
	C90	1 & 2	0,5	621	724	689	25,4	255	≤ 12,70	3,0
	C90	1 & 2	0,5	621	724	689	25,4	255	12,71 to 19,04	4,0
	C90	1 & 2	0,5	621	724	689	25,4	255	19,05 to 25,39	5,0
	C90	1 & 2	0,5	621	724	689	25,4	255	≥ 25,40	6,0
	C95	—	0,5	655	758	724	—	—	—	—
	T95	1 & 2	0,5	655	758	724	25,4	255	≤ 12,70	3,0
	T95	1 & 2	0,5	655	758	724	25,4	255	12,71 to 19,04	4,0
3	T95	1 & 2	0,5	655	758	724	25,4	255	19,05 to 25,39	5,0
	T95	1 & 2	0,5	655	758	724	25,4	255	≥ 25,40	6,0
	P110	—	0,6	758	965	862	—	—	—	—
4	Q125	All	0,65	862	1034	931	2)	—	≤ 12,70	3,0
	Q125	All	0,65	862	1034	931	2)	—	12,71 to 19,04	4,0
	Q125	All	0,65	862	1034	931	2)	—	≥ 19,05	5,0

a Em caso de conflito, a dureza Rockwell C deve ser usada como método de referência.

b nenhum limite de durez é prescrito, mas a máxima variação é restrita como controle de processo conforme item 7.8 e 7.9 da API 5CT.

Tabela 4 - Graus conforme norma API 5CT / ISO 11960 e seus principais requisitos de energia absorvida ao impacto (API, 2004).

Sistema de unidades e Grau	Requisito no sentido transversal CV	Requisito no sentido longitudinal CV
SI units, joules	$YS_{min} \cdot (0,001\,18 \cdot t + 0,012\,59)$	$YS_{min} \cdot (0,002\,36 \cdot t + 0,025\,18)$
Grades N80Q, L80, C90, C95, T95	ou 14 J, o que for maior (Tabela C.19 API 5CT)	ou 27 J, o que for maior (Tabela C.20 API 5CT)
SI units, joules	$YS_{min} \cdot (0,001\,18 \cdot t + 0,012\,59)$	$YS_{min} \cdot (0,002\,36 \cdot t + 0,025\,18)$
Grade P110	ou 20 J, o que for maior (Tabela C.19 API 5CT)	ou 41 J, o que for maior (Tabela C.20 API 5CT)
SI units, joules	$YS_{min} \cdot (0,001\,18 \cdot t + 0,012\,59)$	$YS_{min} \cdot (0,002\,36 \cdot t + 0,025\,18)$
Grade Q125	ou 20 J, o que for maior (Tabela C.19 API 5CT)	ou 41 J, o que for maior (Tabela C.20 API 5CT)

Observação: Os graus H40, J55, K55 e N80 tipo 1 não possuem requisito de energia absorvida na condição PSL1 e o grau M65 possui requisito de energia absorvida de 20 J (transversal) e 41 J (longitudinal) com corpo de prova *full size* (API, 2004).

2.4. TRATAMENTOS TÉRMICOS

Tratamento térmico é o processo em que se altera as propriedades físicas e mecânicas dos materiais (sem mudar a sua forma), através da aplicação de ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas.

Normalmente o tratamento térmico está associado com o aumento da resistência do material, porém este também pode ser usado em diversas aplicações, como por exemplo, em etapas de processo de fabricação de objetos, com o objetivo de melhorar a usinabilidade, formabilidade e restituir a ductilidade destes após conformação a frio. Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são os seguintes (SPECTRU, 2009):

- Remoção de tensões internas (oriundas de esfriamento desigual, trabalho mecânico ou outra causa) ;
- Aumento ou diminuição da dureza;
- Aumento da resistência mecânica;
- Melhora da ductilidade;
- Melhora da usinabilidade;
- Melhora da resistência ao desgaste;
- Melhora das propriedades de corte;
- Melhora da resistência à corrosão;
- Melhora da resistência ao calor;
- Modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

De maneira geral, a aplicação do tratamento térmico em aços é uma alternativa para obter propriedades mecânicas pré-definidas através da utilização de aços de menor custo (Tenaris University, 2007).

Os tratamentos térmicos usuais dos aços são: recozimento, normalização, têmpera, revenido, coalescimento e os tratamentos isotérmicos.

2.4.1. Recozimento

O recozimento é o tratamento térmico realizado com o fim de alcançar um ou vários dos seguintes objetivos: remover tensões devidas ao tratamentos mecânico a frio ou a quente, diminuir a dureza para melhorar a usinabilidade do aço, alterar as propriedades mecânicas como resistência, ductilidade etc., modificar as características elétricas e magnéticas, ajustar o tamanho de grão, regularizar a textura bruta, remover gases, produzir uma microestrutura definida, e eliminar enfim, os efeitos de quaisquer tratamento térmicos ou mecânicos a que o aço tiver sido anteriormente submetido. Basicamente constitui no aquecimento do aço acima da zona crítica (mais ou menos 50°C acima do limite superior da zona crítica - linha A3), durante o tempo necessário o suficiente para ter-se solução do carbono ou dos elementos de liga no ferro gama, seguido de um resfriamento lento realizado, ou mediante o controle da velocidade de resfriamento do forno, ou desligado-se o mesmo e deixando que o aço resfrie ao mesmo tempo que ele. Os microconstituintes que resultam do recozimento pleno são: perlita e ferrita para aços hipoeutetóides, cementita e perlita para aços hipereutetóides e perlita para os aços eutetóides (SPECTRU, 2009). Na Figura 8 é apresentada a microestrutura de um aço SAE 1040 recozido.

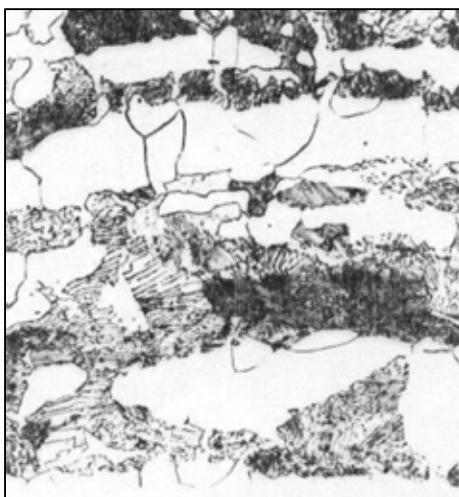


Figura 8 – Aço SAE 1040 recozido apresentando microestrutura ferrita-perlita. Ataque com 4% de picral e 2% de Nital. 500X (Assis, 2006)

2.4.2. Normalização

A normalização é um tratamento de esfriamento contínuo de um aço austenitizado (até a homogeneização da austenita), geralmente ao ar. A microestrutura obtida neste tratamento também é de ferrita e perlita, como no recozimento de aços comuns, mas a proporção de perlita é muito maior e suas lamelas são bem mais finas do que aquelas obtidas no recozimento. O ciclo térmico de normalização consiste no aquecimento do aço até uma temperatura superior à A_3 , aços hipoeutetóides, e A_{cm} nos hipereutetóides. Geralmente esta temperatura está 55°C acima dos limites superiores da zona crítica. Isto porque na normalização é necessária a homogeneização da austenita, mesmo no caso dos aços hipereutetóides, nos quais o esfriamento ao ar, subsequente, elimina a possibilidade de formação da rede de cementita nos mesmos. A normalização visa refinar a granulação grosseira de peças de aço fundido principalmente; freqüentemente, e com o mesmo objetivo, a normalização é aplicada em peças depois de laminadas ou forjadas. A normalização é ainda usada como tratamento preliminar à têmpera e ao revenido, justamente para produzir estrutura mais uniforme do que a obtida por laminação (ASSIS, 2006). Na Figura 9 é apresentada a microestrutura de um aço SAE 4118H modificado após normalização.

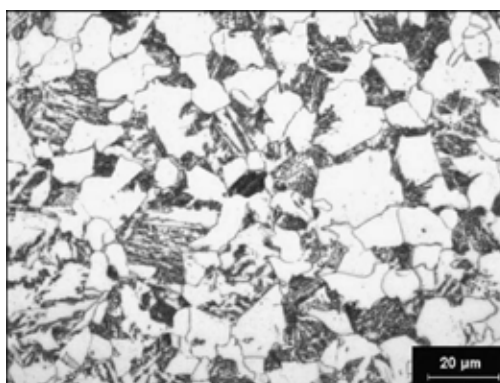


Figura 9 - Micrografias no estado normalizado do aço SAE 4118H modificado. Ataque com Nital 2% durante 15 segundos. 500X (JUNIOR; CINTHO, 2008)

2.4.3. Têmpera e revenido

A têmpera é um tipo de tratamento térmico de endurecimento integral. Estes tratamentos visam à elevação da resistência dos aços austenitizados pela sua transformação martensítica, em toda a secção do produto tratado.

Para obter-se uma melhor combinação de propriedades mecânicas após transformação martensítica, é realizado um reaquecimento subcrítico, posterior, denominado revenido. Já no caso de tratamentos térmicos que envolvem a transformação da austenita em bainita, a combinação desejada de propriedades (resistência ao desgaste, resistência mecânica, tenacidade e ductilidade) é obtida diretamente, não sendo necessário o revenido (ASSIS, 2006).

O principal objetivo de um processo de tratamento térmico de têmpera e revenimento é a obtenção de uma microestrutura martensítica com baixos níveis de tensão residual e boa tenacidade (TenarisUniversity, 2007).

Analizando o processo de maneira geral, as transformações microestruturais que ocorrem durante o processo envolve a formação da microestrutura austenítica após a austenitização, martensítica após a têmpera e martensítica revenida após o revenimento (SPECTRU, 2009).

Este processo de tratamento térmico é muito utilizado na indústria automobilística, naval e petrolífera, onde largamente utilizado na fabricação de produtos tubulares para petróleo e gás (TenarisUniversity, 2007).

2.4.3.1. Têmpera comum

O processo de têmpera consiste em aquecer um material, em um forno de austenitização, 30-70°C acima da temperatura de transformação Ac3 (faixa típica de 815 a 870°C), durante um tempo determinado. O material é extraído do forno e transferido para sistemas de resfriamento brusco. Quando a velocidade de resfriamento

excede a taxa de resfriamento crítica para um aço, o processo resulta na transformação estrutural da austenita em martensita ($\gamma \rightarrow \alpha'$), obtendo-se o conseqüente endurecimento (ASSIS, 2006).

Durante o processo, o carbono dissolve-se prontamente no ferro gama, mas é praticamente insolúvel no ferro alfa. Os átomos de carbono no ferro gama se distribuem nos espaços entre os átomos de ferro, isto é, no interior das unidades cúbicas de face centrada. Entretanto, os espaços entre os átomos de ferro no reticulado cúbico de corpo centrado do ferro alfa são incapazes de acomodar átomos de carbono sem que se produza considerável deformação do reticulado. Esse é o motivo da baixa solubilidade do carbono no ferro alfa (CHIAVERINI, 2002)

Quando a austenita é resfriada a uma temperatura em que não é mais estável, o ferro gama, transforma-se em ferro alfa e o carbono é expulso da solução sólida, combinando-se com o ferro de modo a formar o carboneto Fe_3C (cementita). A cementita possui um reticulado complexo com poucos planos de escorregamento, e é extremamente dura. Com a ferrita, ela forma um constituinte lamelar, denominado perlita. Quando se aumenta a velocidade de esfriamento da austenita, em taxas que não se permite a expulsão do carbono da solução sólida para formar o Fe_3C , verifica-se somente a passagem da forma alotrópica do ferro, de gama para alfa. A transformação da estrutura cúbica de face centrada para a estrutura cúbica de corpo centrado ocorre sem a difusão de carbono. Tem-se, então, uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro alfa, constituindo a martensita, cuja extrema dureza deve ser atribuída à distorção do reticulado cúbico de corpo centrado, causada pela supersaturação de átomos de carbono não difundidos, como representado na Figura 10 (CHIAVERINI, 2002).

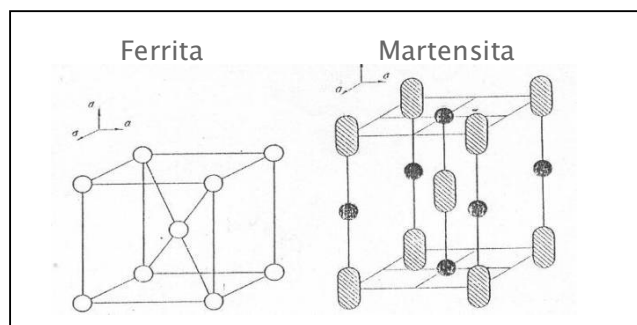


Figura 10 - Comparação entre as estruturas martensítica e ferrítica (TenarisUniversity, 2007).

Atualmente admite-se que a martensita apresenta uma estrutura tetragonal centrada, e não cúbica, formada por um movimento de átomos em planos específicos da austenita. Essa estrutura está sujeita a microtensões elevadas. Também se apresenta supersaturada de carbono ou contendo partículas de carbonetos grandemente dispersas.

Além do efeito da supersaturação, a dureza da martensita é atribuída também a uma alta densidade de defeitos cristalinos, especialmente discordâncias e contornos de ângulos altos e baixos. A tenacidade da martensita fica assim prejudicada e, a não ser em aços de baixo carbono, é insuficiente para determinadas aplicações (TenarisUniversity, 2007).

Assim, a maioria dos aços, compreendendo aços ao carbono, aços de baixa liga e aços ferramenta, é temperada para produzir quantidades controladas de martensita na sua microestrutura. Um endurecimento satisfatório significa geralmente obter microestrutura, dureza, resistência ou tenacidade necessários, e ao mesmo tempo reduzir ao mínimo as tensões residuais, distorções e risco de fissuração (trincas) (ASSIS, 2006).

O ciclo térmico para a têmpera comum consiste no aquecimento das peças ou componentes até a temperatura de austenitização adequada, com permanência nesta temperatura até que a transformação austenítica tenha se completado. A seguir, é realizada a imersão dos produtos num banho geralmente líquido para o seu esfriamento brusco, visando atingir velocidade maior ou igual à velocidade crítica de resfriamento, que é a mínima velocidade de resfriamento onde o produto final das transformações é a martensita, conforme Figura 11 (TenarisUniversity, 2007).

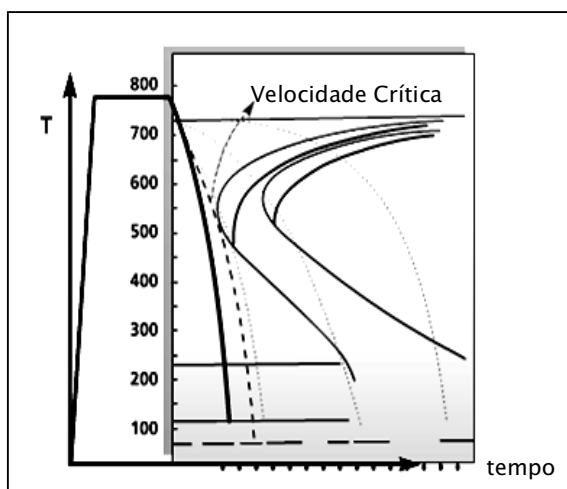


Figura 11 - Velocidade crítica de resfriamento (TenarisUniversity, 2007)

A seleção do banho refrigerante depende:

- da temperabilidade do aço a ser tratado;
- da espessura da secção e perfil envolvidos neste tratamento; e
- das taxas de esfriamento necessárias para obter-se a microestrutura desejada.

Os meios de resfriamento podem ser tanto líquidos como gasosos, mas os primeiros são mais usados pelo seu melhor desempenho, especialmente pela maior severidade. Os meios líquidos mais comuns são:

- óleos, que podem conter vários aditivos;
- água;
- soluções aquosas poliméricas;
- soluções aquosas salinas (salmoura); e
- soluções aquosas cáusticas (soda cáustica).

E os meios refrigerantes gasosos mais comuns são gases inertes, como: hélio, argônio e nitrogênio (ASSIS, 2006).

Com a aplicação de diferentes meios de resfriamento, uma variedade de taxas de extração de calor podem ser obtidas, conforme representado na Figura 12 (BRANDT; WARNER, 2005).

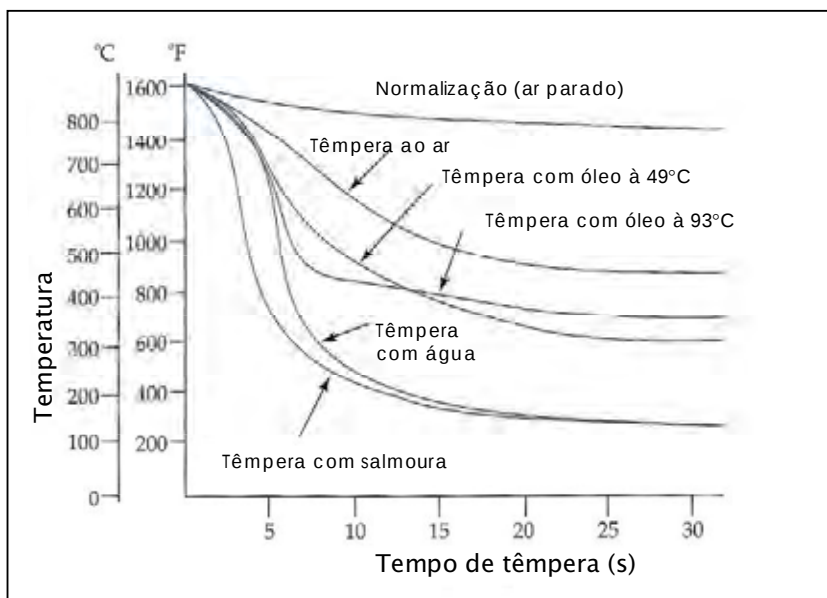


Figura 12 - Influência do meio de têmpera nas taxas de resfriamento (BRANDT; WARNER, 2005).

A função básica de um meio de têmpera é controlar a taxa de transferência de calor a partir da superfície da peça a ser temperada. Quanto mais elevada for esta taxa maior será a severidade do meio de têmpera. Assim, a soda cáustica e, em seguida, a salmoura são os meios líquidos mais severos entre os mencionados (TenarisUniversity, 2007).

Para a fabricação de produtos tubulares geralmente são utilizados dois métodos de resfriamento: jato de água externo de alta pressão sobre o corpo do tubo em movimento (cabeçote de têmpera) e imersão (tanque de têmpera).

Considerando-se todo o volume de uma peça a ser tratada termicamente, as condições de resfriamento por têmpera estão indicadas na Figura 13, onde é possível notar as diferenças de tempo nas curvas de resfriamento brusco para a superfície e o centro da peça tratada, o que, conseqüentemente, implica na transformação martensítica do centro posteriormente à da superfície. Com a dilatação resultante desta

transformação, serão desenvolvidas tensões sobre a superfície havendo o risco de fissuração nesta altura do processo (ASSIS, 2006).

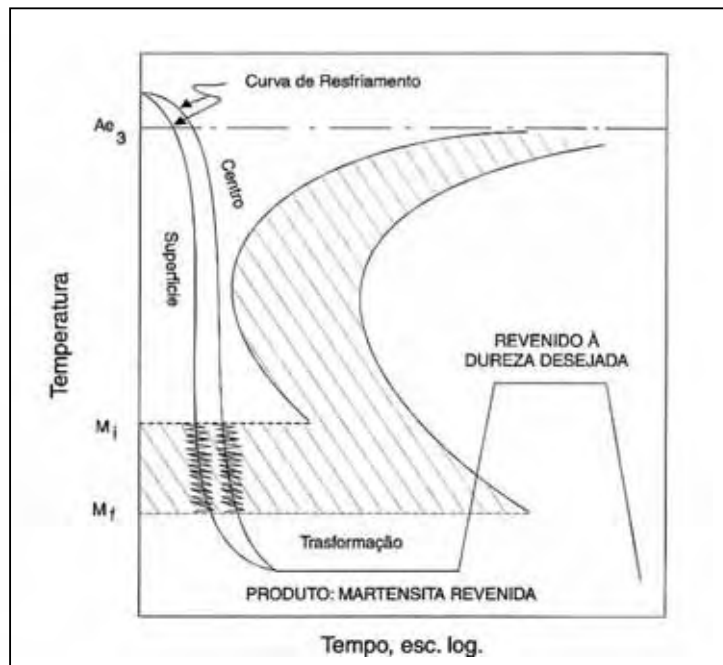


Figura 13 - Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenido. A têmpera consiste no aquecimento da peça até a temperatura de austenitização entre 815°C e 870°C, seguido de resfriamento rápido. (CHIAVERINI, 2002)

A martensita é o constituinte mais duro e frágil dos aços. Na Figura 14 pode-se observar que o conteúdo de C do aço eleva a dureza da martensita. Nesta figura há duas curvas: a superior, relativa à dureza máxima obtida com o esfriamento mais severo possível, e a inferior, relativa à dureza que realmente pode ser obtida nas condições normais da têmpera (CHIAVERINI, 2002).

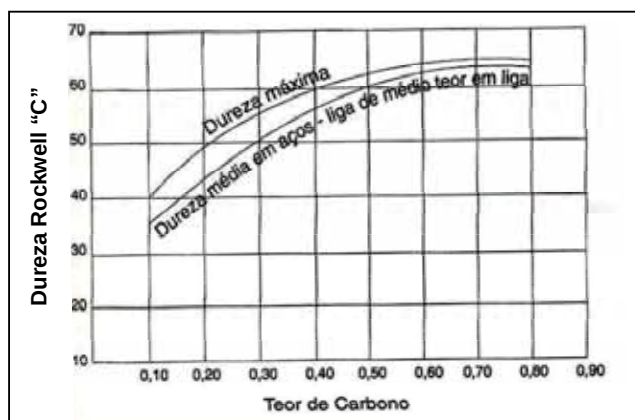


Figura 14 - Efeito do conteúdo de carbono sobre a dureza da martensita (CHIAVERINI, 2002).

A temperabilidade do aço é a propriedade mais importante no tratamento de têmpera, e depende basicamente do conteúdo de elementos de liga presentes, pois o carbono tem um efeito limitado sobre esta propriedade. Quanto maior for a temperabilidade de um aço, mais brando será o meio a utilizar na sua têmpera. Assim, os aços ligados (como SAE 4140 ou 4340) são geralmente temperados no óleo, enquanto aços ao carbono, de temperabilidade mais baixa, devem ser tratados em água, soluções salinas ou cáusticas, de severidade elevada. Em suma, a martensita, obtida na têmpera comum de um aço, é caracterizada por sua dureza excessiva e tensões internas consideráveis (tanto estruturais decorrentes da transformação martensítica, como térmicas resultantes do esfriamento brusco não uniforme). Em consequência, a parte central de uma peça temperada está sob compressão, enquanto sua periferia sob tração. Se estas tensões ultrapassarem o limite de escoamento do aço haverá deformação plástica e, portanto, distorções e empenamentos. Mas se forem mais intensas, e ultrapassarem seu limite de resistência à tração, haverá fissuras ou mesmo trincas, e as peças produzidas em aços com estes níveis de tensão estarão perdidas (ASSIS, 2006).

Em muitos casos o processo de têmpera não é o processo final de fabricação. Com o objetivo de reduzir a fragilidade e as tensões residuais, é necessário aplicar ao material um processo de revenimento.

2.4.3.2. Revenido

O processo consiste em introduzir calor ao material ou produto, durante um determinado tempo, abaixo da temperatura A_{c1} . O revenido é o tratamento térmico que normalmente acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por esta, uma vez que, além de aliviar ou remover as tensões internas, corrige as excessivas dureza e fragilidade do material, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque (ALLEN, 1969).

Para fabricantes de tubo destinados para petróleo e gás, o intervalo de temperatura utilizado no revenimento varia entre 450°C a 720°C. O material é então resfriado ao ar até a temperatura ambiente. Um diagrama esquemático do processo de revenimento de tubos é mostrado na Figura 15 (TenarisUniversity, 2007).

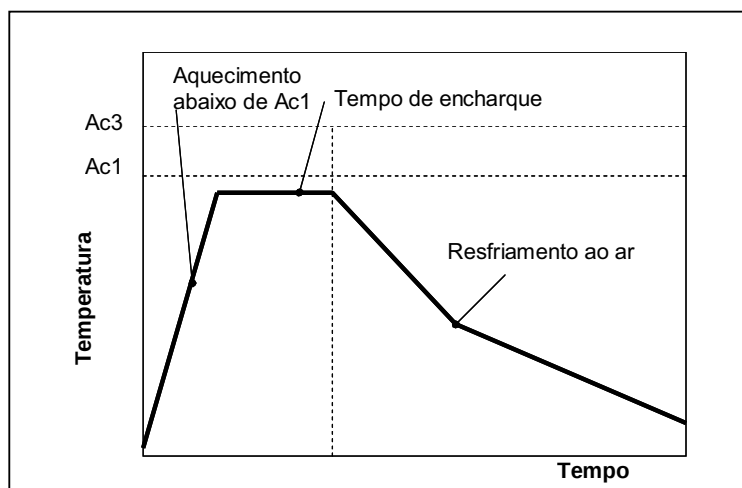


Figura 15 - Diagrama esquemático do processo de revenimento de tubos (TenarisUniversity, 2007).

O beneficiamento convencional de têmpera e revenimento de um aço é o conjunto dos seguintes processos:

- a) aquecimento e permanência à temperatura para austenitização;
- b) esfriamento brusco para endurecimento para transformação martensítica, denominado têmpera comum e;
- c) reaquecimento para alívio das tensões, desenvolvidas nos processos anteriores, e aumento das características de tenacidade do material tratado, denominado revenido ou revenimento.

Este reaquecimento pode ser executado numa ampla faixa de temperaturas, desde 120°C até 705°C, dependendo:

- se a resistência mecânica e dureza forem as características principais objetivadas pelo tratamento, o revenido deverá ser realizado entre 120 e 205°C; ou
- se por outro lado, a tenacidade do material beneficiado tiver a maior importância, mesmo com algum sacrifício da resistência, deverão ser utilizadas temperaturas de revenido mais elevadas entre 400 e 705°C (ASSIS, 2006).

Estes revenidos são geralmente designados por:

1. revenido para resistência (temperaturas baixas); e
2. revenido para tenacidade (temperaturas elevadas).

As variações das propriedades mecânicas, resultantes do revenimento, estão relacionadas com as alterações estruturais. No estado temperado, a estrutura do aço é constituída por martensita (Figura 16) e alguma austenita retida. Após o revenido, à temperaturas sucessivamente elevadas, ocorrem diversas modificações estruturais. Assim, ao atingir-se a temperatura máxima de revenimento, entre 675 e 705°C, a estrutura resultante será composta por glóbulos de cementita dispersos numa matriz ferrítica (esferoidita), correspondente à dureza mínima dos aços, como aos níveis obtidos em processos de recozimento (ASSIS, 2006).

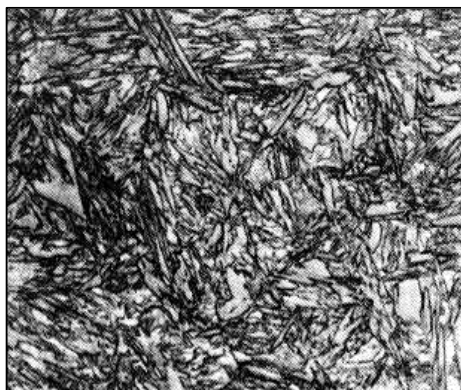


Figura 16 - Fotomicrografia ilustrando a estrutura martensítica. Aço com 0.4% de carbono temperado em água fria. Ataque nítrico. 1000 x. (ASSIS, 2006).

As alterações estruturais de um aço temperado, durante seu revenimento à faixas diferentes de temperatura, são as seguintes:

- reaquecimento entre 38 e 205°C: a martensita perde progressivamente o seu carácter tetragonal, tornando-se cúbica. Simultaneamente, há a precipitação de carbonetos coerentes e de transição (designados muitas vezes por carbonetos ϵ). A microestrutura martensítica revenida em 200°C é representada na Figura 17.

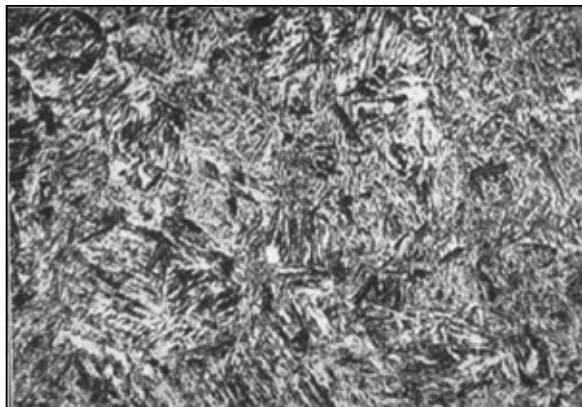


Figura 17 - Aço com 0.5% de carbono, temperado em água fria e revenido a 200°C. Textura martensítica revenida. Ataque nítrico. 750 x. (ASSIS, 2006).

- reaquecimento entre 230 e 370°C: a austenita retida, existente na estrutura temperada, se decompõe em bainita inferior (a menos que tenha se transformado em martensita no tratamento subzero ou de refrigeração, subsequente à têmpera);
- revenimento entre 370 e 540°C: há a precipitação de cementita (não coerente) que substitui o carboneto ϵ . A estrutura resultante está representada na Figura 18, e;

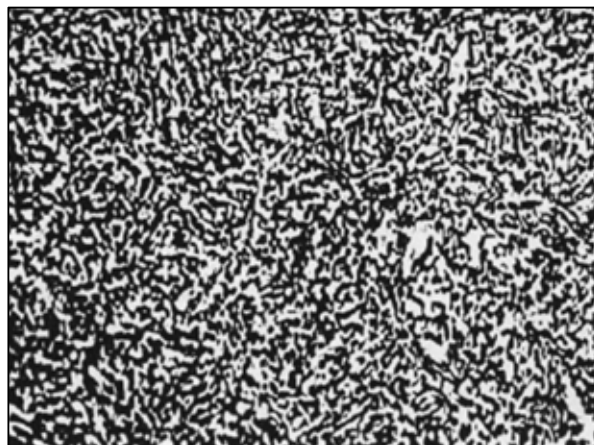


Figura 18 - Aspecto micrográfico de um aço temperado e revenido entre 370°C e 540°C, estrutura martensita revenida. Ataque nital. 1000 x. (ASSIS, 2006).

- revenido entre 540 e 705°C: nos aços ao C, nesta faixa de temperaturas, ocorre apenas a aglomeração das partículas de cementita no processo de esferoidização ou coalescimento (Figura 19). Mas no caso de aços ligados, contendo elementos formadores de carbonetos (Cr, V, W, Mo, etc.), haverá redissolução da cementita,

seguida pela precipitação de carbonetos de elementos de liga, que por serem muito duros elevam a dureza do aço num fenômeno denominado endurecimento secundário (ASSIS, 2006).

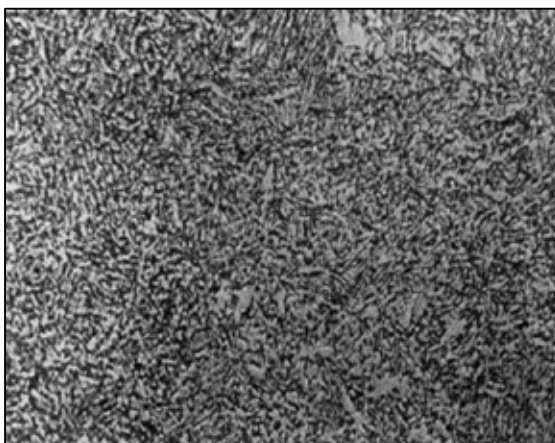


Figura 19. Aspecto micrográfico de um aço temperado e revenido, estrutura martensita revenida. Ataque: nítrico. 750 x. (ASSIS, 2006).

No revenido há uma redução na tenacidade (resistência ao choque) na faixa entre 230 e 370°C, nos aços de médio C e nos de baixa liga. Sendo utilizado o ensaio de impacto à temperaturas superiores à ambiente, na avaliação de sua tenacidade. Uma comparação entre as variações de dureza em função do conteúdo de molibdênio está indicado na Figura 20, enquanto as variações de dureza e resistência ao choque no revenimento de aços com vários teores de C, temperados, estão indicadas na Figura 21.

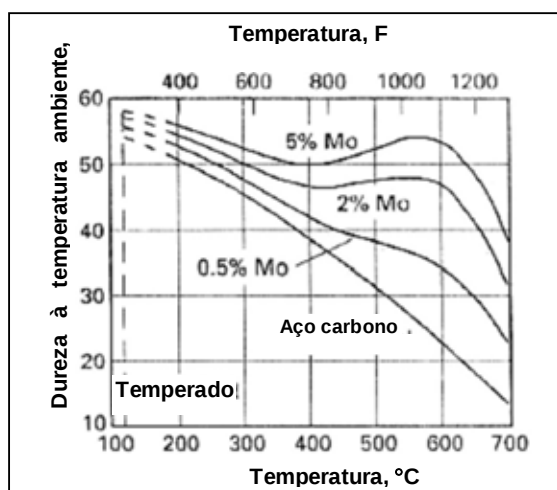


Figura 20 - Influência do molibdênio no amolecimento de aços temperados com 0.35%C com o aumento da temperatura de revenimento. (ASSIS, 2006).

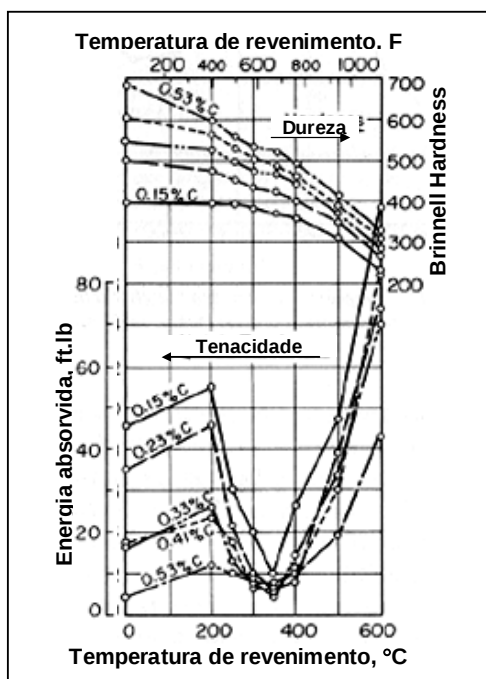


Figura 21 - Influência da temperatura de revenimento na tenacidade do aço tratado termicamente.(ASSIS, 2006).

O revenimento de aços ao carbono e alguns aços baixa-liga na faixa de temperatura entre 230 e 370°C pode resultar na diminuição de ductilidade e tenacidade, como indicado na Figura 22. Este fenômeno é denominado fragilidade azul porque ocorre em temperaturas que provocam uma oxidação azulada na superfície dos aços. O fenômeno é creditado a precipitação da cementita em contornos de grão e entre as agulhas de martensita (MOREIRA,2008).

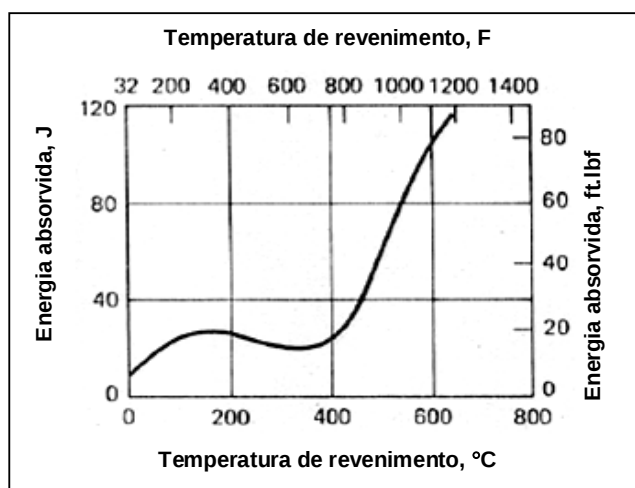


Figura 22. Tenacidade em função da temperatura de revenimento para um aço 4140, aço de elevada resistência mecânica, revenido por 1 hora. (MOREIRA,2008).

Em resumo, devido a esta fragilização, a faixa de temperaturas entre 230 e 370°C deve ser evitada no revenido destes aços (MOREIRA, 2008).

2.5. TEMPERABILIDADE

Chama-se temperabilidade a capacidade do aço endurecer. Note-se que temperabilidade não se refere à máxima dureza que pode ser obtida num aço, a qual é função quase que exclusiva do seu conteúdo de carbono. A profundidade de endurecimento depende mais do tamanho de grão e da presença de elementos de liga do que do conteúdo de carbono do aço (CHIAVERINI, 2002).

O conhecimento da temperabilidade dos aços é essencial, porque o mais importante objetivo do tratamento térmico do aço é obter a maior dureza e a mais alta tenacidade, em condições controladas de velocidade de resfriamento, a uma profundidade determinada ou através de toda a sua secção, de modo a reduzir ao mínimo as tensões de resfriamento.

Para se conseguir as propriedades acima citadas nos aços, resultantes da formação dos produtos de transformação a baixas temperaturas, é preciso evitar que a austenita se transforme em produtos mais moles e dúcteis, típicos das altas temperaturas de transformação. Isto significa que o aço deve ser resfriado para evitar a transformação da austenita, de modo a atingir, sem alteração, a parte inferior do diagrama de resfriamento contínuo. A velocidade de resfriamento que permite a obtenção da martensita, sem qualquer transformação anterior da austenita, é chamada de velocidade crítica de resfriamento (CHIAVERINI, 2002).

A utilização da velocidade crítica de resfriamento para exprimir a temperabilidade constitui um método prático e simples, com a restrição, entretanto, de que as velocidades de resfriamento não são constantes, isto é, variam durante o ciclo de resfriamento. Isto ocorre principalmente nos meios líquidos, visto que a velocidade

de resfriamento é sempre menor à medida que a temperatura do meio é atingida, e devido à presença de vapor no início do ciclo.

Assim sendo, prefere-se exprimir a temperabilidade em termos de profundidade de endurecimento determinada num ensaio padronizado. Adota-se um resfriamento ideal, segundo o qual se admite que a superfície da peça atinja instantaneamente a temperatura do meio de resfriamento. O diâmetro de uma barra que resfriará exatamente com a estrutura ou com o valor de dureza correspondente ao centro é considerado o diâmetro ideal, indicado por D_i (CHIAVERINI, 2002).

No método Grossmann, costuma-se definir o diâmetro crítico, D_c , que corresponde ao diâmetro da barra que, resfriada da temperatura austenítica, mostrará no centro 50% de martensita. Qualquer diâmetro superior apresentará naturalmente um centro com menor quantidade de martensita, ou seja, parcialmente endurecido, e qualquer diâmetro inferior apresentará o centro completamente martensítico ou endurecido (CHIAVERINI, 2002).

2.5.1. Variáveis que determinam a temperabilidade de um aço

A temperabilidade de um aço, que é expressa através D_c (diâmetro crítico), é função da sua composição química e do tamanho do grão austenítico que o aço possui no instante da têmpera. Um metal com alta temperabilidade é aquele no qual a austenita é capaz de transformar-se em martensita sem formar perlita, mesmo quando a taxa de resfriamento é baixa. Assim como, altas taxas de resfriamento são necessárias em aços com baixa temperabilidade. Em ambos os casos, o fator limitante é a taxa de transformação na qual a perlita se forma em altas temperaturas. Qualquer variável que mova as linhas de transformação da perlita para a direita no diagrama de resfriamento contínuo (CCT - *continuous cooling transformation*), torna possível a obtenção de martensita em baixas taxas de resfriamento. O deslocamento do nariz da curva de transformação da perlita para a direita é associado com o aumento da temperabilidade.

De outra maneira, é possível afirmar que qualquer fator que retarde a nucleação e crescimento da perlita aumenta a temperabilidade do aço (REED-HILL, 1964).

2.5.2. Tamanho de grão austenítico

Quando um aço é aquecido até a região austenítica, a estrutura inicial que é transformada em fase gama é, de maneira geral, um agregado de cementita e ferrita. Nesta transformação reversa, os grãos austeníticos se formam por nucleação e crescimento; os núcleos se formam heterogeneamente nas interfaces ferrita-cementita. Por causa da grande área interfacial disponível para nucleação, o número de grãos austeníticos que aparecem é geralmente grande. Dessa forma, a transformação dos aços no aquecimento é caracterizada inicialmente por tamanhos de grão austeníticos pequenos. Entretanto, na faixa de austenitização, em função da temperatura, o movimento dos átomos é rápido o suficiente para causar crescimento de grão, de forma que um longo período de tempo e as altas temperaturas da faixa da austenita são capazes de aumentar consideravelmente o tamanho dos grãos austeníticos iniciais (TOTTEN, 2007).

O tamanho do grão austenítico que é obtido antes do resfriamento do metal até a temperatura ambiente é importante para determinar as propriedades da estrutura final, incluindo a resposta com relação a temperabilidade de um aço.

O efeito do tamanho de grão na temperabilidade tem sido explicado com base na forma heterogênea com que a perlita nucleia-se nos contornos de grãos austeníticos. Enquanto a taxa de crescimento da perlita é independente do tamanho de grão austenítico, a quantidade de núcleos que se formam por segundo varia diretamente de acordo com a superfície disponível para a formação deles. A formação da perlita em aços de granulação fina é, portanto, mais rápida que em aços de granulação grosseira, e dessa forma um aço de granulação fina tem baixa temperabilidade (REED-HILL, 1964).

O uso de granulação austenítica grosseira para aumentar a temperabilidade de um aço não é geralmente praticada. O desejo de aumentar a temperabilidade é acompanhado por mudanças indesejáveis em outras propriedades, como o aumento da fragilidade e a perda da ductilidade. Trincas devido à têmpera ou devido ao choque térmico e tensões incidentes devido às operações de têmpera, são também comuns em materiais com granulação grosseira (ARAIN, 1999).

2.5.3. A influência do conteúdo de carbono na temperabilidade

A temperabilidade de um aço é fortemente influenciada pelo seu conteúdo de carbono. Este fato está representado na Figura 23, onde a variação do diâmetro crítico ideal (D_c) com o conteúdo de carbono é ilustrado em três diferentes tamanhos de grão. Além de demonstrar que a temperabilidade aumenta com a elevação do conteúdo de carbono, estas curvas demonstram a baixa temperabilidade de ligas ferro-carbono dependendo do seu teor. Por exemplo, um aço eutetóide com cerca de 0,8%C e granulação fina apresenta um D_c igual a 7.1 mm (0.28 in). Isto significa que teoricamente, uma barra de aço com conteúdo de carbono relativamente alto, pode possuir no máximo cerca 6.4 mm (0.25 in) de diâmetro, para que esta possa ser temperada até o seu centro. Qualquer processamento térmico sem controle não irá temperar nem mesmo este diâmetro de barra até o centro. Intencionalmente, os aços comerciais sempre possuem manganês como elemento de liga e, algumas vezes, pequenas quantidades de outros elementos para aumentar a temperabilidade. O manganês nesses aços é necessário para que possam ser comercializados. Neste sentido, os diagramas isotérmicos previamente descritos são para aços contendo manganês. A temperabilidade destes últimos é consideravelmente maior do que uma simples liga ferro-carbono (REED-HILL, 1964).

Como o aumento do conteúdo de carbono é associado com o aumento da temperabilidade, é evidente que a formação de perlita e constituintes proeutetóides tornam-se mais difíceis com o aumento do conteúdo de carbono no aço. Esta afirmação é verdade não somente para aços hipoeutetóides, mas também para aços

hipereutetóides, uma vez que todo aço é completamente transformado em austenita antes que sua temperabilidade seja medida. Na prática os aços hipereutetóides, freqüentemente são austenitizados em duas fases, sendo regiões de cementita e austenita. Quando isto acontece, quase toda a estrutura se torna austenítica, mas uma pequena quantidade de cementita é estável e não se dissolve. No resfriamento, as partículas de carbonetos residuais ajudam na nucleação da perlita, resultando em baixa temperabilidade.

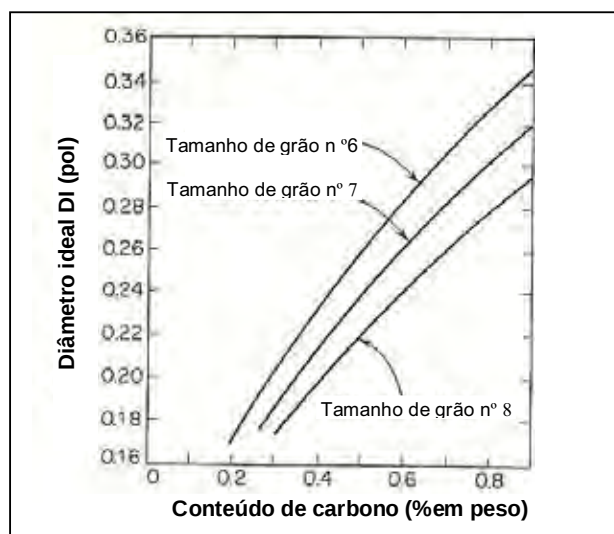


Figura 23 – Diâmetro crítico ideal como uma função do conteúdo de carbono e do tamanho de grão austenítico para ligas ferro-carbono (REED-HILL, 1964).

2.5.4. A influência de elementos de liga na temperabilidade

Todos elementos adicionados em um aço possuem influência na sua temperabilidade. O grau, obviamente, varia para cada elemento em questão. Dos elementos comumente adicionados nos aços, o cobalto é o único que conhecidamente diminui a temperabilidade. A presença de cobalto no aço aumenta tanto a taxa de nucleação quanto a taxa de crescimento da perlita, e aços contendo este elemento são mais difíceis para temperar do que aços que não contém este elemento (REED-HILL, 1964).

Outros elementos químicos comumente utilizados em processos de fabricação, desde que sejam solúveis no ferro, aumentam a temperabilidade dos aços. Existem

inúmeras maneiras em que este efeito é demonstrado. Uma das mais simples é o fator empírico de multiplicação da temperabilidade. Estes fatores tornam possíveis uma primeira aproximação na temperabilidade dos aços quando sua composição e o seu tamanho de grão são conhecidos. Uma pequena lista desses fatores é dada na Tabela 5. Nesta Tabela, as colunas 2, 3 e 4 fornecem a mesma informação que a Figura 23, para os tamanhos de grão 6, 7 e 8. O valor total da temperabilidade de um aço é obtido através da multiplicação do diâmetro base (obtido da Tabela 5 e da relação %C e tamanho de grão) por cada um dos fatores referentes ao conteúdo dos elementos no aço. O resultado dessa multiplicação é dado em milímetros para o Dc (REED-HILL, 1964).

$$D_c = D_b \times \text{Fator Mn} \times \text{Fator Si} \times \text{Fator Ni} \times \text{Fator Cr} \times \text{Fator Mo} \times 25,4 \quad \text{Equação (1)}$$

D_b – extraído da Tabela 5 usando a relação % de carbono e tamanho de grão

Tabela 5 - Fatores de multiplicação da temperabilidade (REED-HILL, 1964).

% C	Tamanho de grão			Mn	Si	Ni	Cr	Mo
	#6	#7	#8					
0.05	0.0814	0.0750	0.0697	1.167	1.035	1.018	1.1080	1.15
0.10	0.1153	0.1065	0.0995	1.333	1.070	1.036	1.2160	1.30
0.15	0.1413	0.1315	0.1212	1.500	1.105	1.055	1.3240	1.45
0.20	0.1623	0.1509	0.1400	1.667	1.140	1.073	1.4320	1.60
0.25	0.1820	0.1678	0.1560	1.833	1.175	1.091	1.54	1.75
0.30	0.1991	0.1849	0.1700	2.000	1.210	1.109	1.6480	1.90
0.35	0.2154	0.2000	0.1842	2.167	1.245	1.128	1.7560	2.05
0.40	0.2300	0.2130	0.1976	2.333	1.280	1.146	1.8640	2.20
0.45	0.2440	0.2259	0.2090	2.500	1.315	1.164	1.9720	2.35
0.50	0.2580	0.2380	0.2200	2.667	1.350	1.182	2.0800	2.50
0.55	0.273	0.251	0.231	2.833	1.385	1.201	2.1880	2.65
0.60	0.284	0.262	0.241	3.000	1.420	1.219	2.2960	2.80
0.65	0.295	0.273	0.251	3.167	1.455	1.237	2.4040	2.95
0.70	0.306	0.283	0.260	3.333	1.490	1.255	2.5120	3.10
0.75	0.316	0.293	0.270	3.500	1.525	1.273	2.62	3.25
0.80	0.326	0.303	0.278	3.667	1.560	1.291	2.7280	3.40
0.85	0.336	0.312	0.287	3.833	1.595	1.309	2.8360	3.55
0.90	0.346	0.321	0.296	4.000	1.630	1.321	2.9440	3.70
0.95				4.167	1.665	1.345	3.0520	
1.00				4.333	1.700	1.364	3.1600	

2.6. AÇOS LIGADOS AO BORO

2.6.1. Temperabilidade de aços ao boro

O crescimento da utilização da metalurgia do ferro não depende somente de equipamentos e dos processos usados, mas também da habilidade da indústria de constantemente melhorar a qualidade do aço enquanto simultaneamente se minimiza o consumo de elementos microligantes. O uso do boro abre novas possibilidades na produção economicamente viável de aços ligados. As propriedades desse tipo de aço são iguais ou, muitas vezes, até superior do que aqueles aços obtidos com o uso de métodos tradicionais de adição de ligas. A tendência de crescimento da utilização de aços ligados ao boro está relacionada ao fato de que a adição de apenas uma pequena quantidade de boro poder influenciar favoravelmente nas propriedades do material, evitando assim o uso de elementos mais caros, escassos ou estrategicamente importantes. O boro ocupa um lugar especial dentre os elementos utilizados como microligantes, podendo substituir parcialmente ou completamente elementos como níquel, cromo, molibdênio, e outros (ZORIN, et all, 2005).

Apesar do grande potencial da utilização de boro como elemento de liga para aços temperados e revenidos, a dificuldade de predizer e controlar o efeito da temperabilidade do boro no aço tem sido um problema no uso deste em aços tratados termicamente. A aparente variabilidade no efeito de boro tem sido atribuída à complexa natureza da reação de temperabilidade através deste, a forte afinidade do elemento químico por oxigênio e nitrogênio presentes no aço, e ao fato de que o boro é adicionado em pequenas quantidades, durante o processo de fabricação do material. Nos últimos anos, um progresso significativo tem sido conseguido com o objetivo de superar esta limitação (KAPADIA, 1978).

Para que o boro seja efetivo na temperabilidade, este deve estar presente no aço quimicamente livre. Conseqüentemente, o oxigênio e o nitrogênio no aço devem estar

combinados com alumínio, titânio, zircônio, e outros elementos adicionados antes ou simultaneamente com o boro (KAPADIA, 1978).

Em adição aos fatores associados com a fabricação do aço, o efeito da temperabilidade através de boro é dependente da natureza da reação de transformação da austenita, da temperabilidade do aço sem boro, e varia significativamente com a composição química. Aços baixo carbono desenvolvem o mais alto efeito de temperabilidade através de boro com fatores de multiplicação em torno de 3.0, enquanto ligas alto carbono apresentam quase nenhum efeito de boro (MAITREPIERRE, 1979).

O potente efeito de pequenas adições de boro no aumento da temperabilidade do aço foi estabelecido há 40 anos atrás. Desde então o boro tem tido um papel importante como elemento de liga no desenvolvimento de aços tratados termicamente. Adicionalmente a este efeito na temperabilidade, o boro é largamente usado em pequenas quantidades para melhorar o uso de aços austeníticos, e para melhorar a resistência e ductilidade de ambos aços ferríticos e austeníticos (POTER, 1979).

Recentemente, tem existido um grande interesse em aços ao boro tratados termicamente por causa de suas vantagens econômicas, assim como benefícios adicionais de melhor extrudabilidade e usinabilidade, e redução de trincas por têmpera, comparados com aços livres de boro e de temperabilidade equivalente. Apesar dessas vantagens, aços ao boro não têm sido mais amplamente utilizados em função da dificuldade de obter-se resultados com consistente uniformidade na resposta da temperabilidade (KAPADIA, 1978).

A aparente variabilidade no efeito do boro na temperabilidade pode ser atribuído aos seguintes fatores:

- o conteúdo de boro requerido para a temperabilidade é extremamente pequeno. Portanto, excesso e falta de boro com relação à quantidade crítica podem ser considerados como inefetivos.

- o boro facilmente se combina com nitrogênio e oxigênio no aço tornando-se inefetivo. Conseqüentemente, o efeito na temperabilidade é influenciado marcadamente pelas práticas de fabricação e adição de boro utilizados.

- dependendo da composição química base e do tamanho de grão austenítico do aço, a magnitude da temperabilidade é afetada significativamente, mesmo quando a quantidade de boro efetivo é controlada.

- a temperatura de austenitização, assim como o ciclo térmico prévio, exerce considerável influência na temperabilidade utilizando aço ao boro.

Dependendo de cada um dos itens mencionados acima, o efeito da temperabilidade em uma dada situação pode variar entre nenhum e completo efeito. Dessa forma, para predizer e controlar o efeito do boro na temperabilidade, todos os fatores acima devem ser devidamente considerados. Deste modo, o boro é único entre outros elementos de liga comuns utilizados para aumentar a temperabilidade (KAPADIA, 1978).

2.6.2. Mecanismo do boro

Estudos da temperabilidade do boro mostram que o boro aumenta a temperabilidade em aços hipoeutetóides, uma vez que sua presença retarda tanto a nucleação da ferrita proeutetóide nos contornos de grão austeníticos como, de maneira menos intensa, a transformação da bainita superior (que é nucleada pela ferrita bainítica) sem afetar apreciavelmente a taxa de crescimento desses constituintes. O boro não retarda a formação da perlita. Subseqüentemente, diversos mecanismos foram propostos para explicar o efeito da temperabilidade através do boro, que é baseado na solubilidade do boro na austenita e sua segregação nos contornos de grão austeníticos durante o resfriamento. Dessa maneira, diminuindo a energia livre de forma suficiente para inibir a nucleação da ferrita e bainita nos contornos de grão. Outros estudos mostram que o boro realmente diminui a energia nos contornos de grão austeníticos (GÖRLICH, 1959; MORTIMER, 1976; KAPADIA, 1978).

Atualmente existem quatro principais explicações que descrevem os mecanismos do efeito do boro na temperabilidade. O primeiro é que o boro segrega nos contornos de grão austeníticos reduzindo a energia do contorno de grão e reduzindo a nucleação preferencial da ferrita nestes locais. O segundo é que o boro reduz o coeficiente de difusão do próprio ferro nos contornos de grão, e reduz a taxa de nucleação da ferrita. O terceiro se baseia no fato de que, uma vez que os contornos de grão são locais preferenciais para a nucleação da ferrita, quando o boro segrega nos contornos de grão, não haverá mais locais preferenciais nos contornos de grão. O último se baseia no fato de que finos boretos são formados ao longo dos contornos de grão e são aderentes a matriz, neste caso, é difícil ocorrer a nucleação da ferrita na interface entre os boretos e a matriz. É comum em todas essas explicações, o fato de que a segregação do boro nos contornos de grão austeníticos influencia no processo de nucleação da ferrita mas não afeta nas características termodinâmicas da austenita e ferrita (WANG, 2002).

A segregação dos átomos de boro nos contornos de grão durante o resfriamento é postulado com base em dados disponíveis da solubilidade intersticial do boro na austenita e algumas evidências experimentais. A Figura 24 compara os dados de Brown e colaboradores (1974) na solubilidade do boro em ligas Fe-B com alguns dados de Nicholson (1954). De acordo com os dados de Brown e colaboradores (1974), a solubilidade do boro na austenita diminui entre 0,0045 %B, à 1095°C, para 0,001 %B, à 900°C. Dessa forma, aços ao boro comerciais geralmente contêm maior percentual de boro do que irão dissolver em condições normais de austenitização entre 845 à 925°C. Posteriormente, a austenita saturada de boro resfria, e os átomos dissolvidos tendem a segregar nos contornos de grão (KAPADIA, 1978).

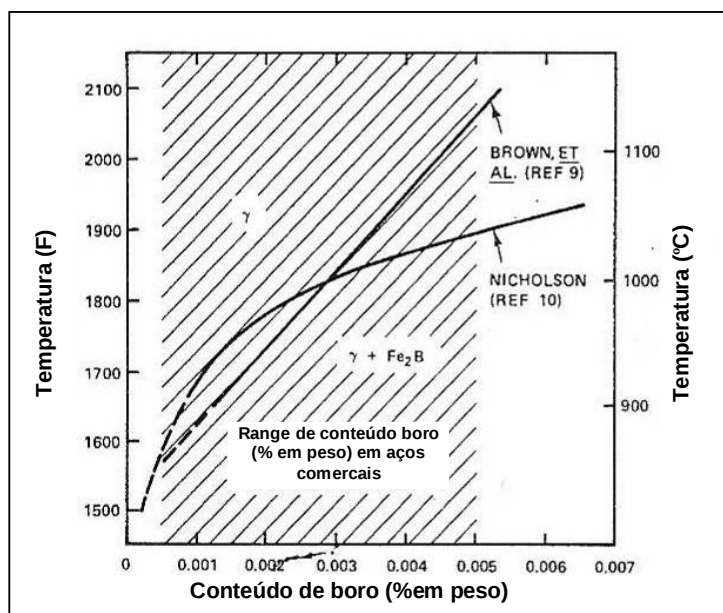


Figura 24 - Solubilidade de boro na austenita. (KAPADIA, 1978)

2.6.3. Precipitação de constituintes de boro

O boro é mais efetivo na temperabilidade quando é distribuído uniformemente na forma de átomos distribuídos ao longo dos contornos de grão austeníticos. Nestas condições, a temperabilidade aumenta com a quantidade de boro dissolvida, até uma certa concentração de boro, onde a partir desta, a temperabilidade diminui, acompanhada pela precipitação de uma fase de boro nos contornos de grão. Essa fase pode ser definida como um constituinte de boro. A precipitação desse constituinte é promovida tanto com o aumento do conteúdo de boro ou aumentando a temperatura de austenitização (WANG, 2002).

A quantidade e a taxa de precipitação de constituintes de boro (durante tratamento isotérmico) aumenta com a elevação da temperatura de austenitização (mais boro dissolvido). Foi concluído que a precipitação do boro antes ou durante os primeiros estágios da transformação, diminui a sua efetividade, por causa da diminuição dos contornos de grão próximos das partículas de constituintes de boro com respeito aos átomos de carbono e boro, e também porque à altas temperaturas de transformação, estas partículas promovem a nucleação da ferrita e perlita (KAPADIA, 1978).

Estudos de transformação isotérmicas confirmam que o boro segrega nos contornos de grão no resfriamento a partir da temperatura de austenitização, e precipita a partir da austenita estável e metaestável em temperaturas entre 900 a 595°C. O grau de segregação e precipitação do boro ao longo dos contornos de grão austeníticos, durante o resfriamento contínuo a partir da temperatura de austenitização, geralmente aumenta com a diminuição da taxa de resfriamento e com altas taxas de boro dissolvidos. A máxima taxa de precipitação ocorre entre 705 e 760 °C durante o tratamento isotérmico (KAPADIA, 1978).

Estudos de difração identificaram esta fase como carbonetos de boro $[\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6]$ (OHMORI, 1971; MELLODY, et al, 1973; YAMANAKA, 1975), na qual o ferro pode ser substituído por cromo ou molibdênio. De acordo com estes estudos, boretos não são geralmente encontrados em aços com os níveis de boro necessários para temperabilidade (menos que 0,0050 %B) (KEON, PICKERING, 1977).

Também vale destacar que carbonetos de boro $[\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6]$ são fases mais estáveis que fases de cementitas de boro $[\text{Fe}_3(\text{CB})]$, o que explica porque os constituintes de boro formados durante a transformação entre a faixa de 900 a 595°C consistem-se de carbonetos de boro. Entretanto, em temperaturas abaixo de 595°C, cementitas de boro podem formar uma fase metaestável intermediária nos contornos de grão (OHMORI, 1971).

Dessa maneira, dependendo do tratamento prévio do aço, tanto carbonetos de boro como cementitas de boro podem ser encontrados presentes no aço. Estes carbonetos permanecem não dissolvidos em temperaturas normais de austenitização e diminuem a temperabilidade dos aços através da redução da quantidade de boro dissolvido na austenita e da promoção da nucleação da ferrita. Austenitização à temperaturas acima de 1100°C são necessários para dissolver completamente estes carbonetos (KAPADIA, 1978).

2.6.4. Conteúdo de boro

O primeiro parâmetro a considerar quando se analisa a temperabilidade através do efeito do boro é justamente a quantidade de boro solúvel, por exemplo, a quantidade de boro livre para segregar nos contornos de grão e formar precipitados. É conhecido que a temperabilidade não aumenta com o nível de boro, e sim que aumenta quando se utiliza uma faixa ótima de conteúdo de boro. Segundo a maioria dos autores, há a faixa ótima de conteúdo de boro solúvel entre 10 e 30 ppm. Esta faixa ótima é, entretanto, algumas vezes focada em níveis muito baixos. A Tabela 6 resume os resultados de alguns estudos que investigaram o efeito da variação da temperabilidade com o conteúdo de boro, em aços com diferentes composições químicas (MAITREPIERRE, 1979).

Tabela 6 - Quantidade de boro ótima para aumentar a temperabilidade (KAPADIA, 1978)

<u>Base da composição</u>	<u>Conteúdo ótimo de boro (ppm)</u>	<u>Conteúdo de boro reportado como</u>	<u>Temperatura de austenitização (F)</u>	<u>Referências</u>
0.6C-0.9Mn	25	Total*	1500	Grossmann, 1942
0.30 to 0.55C	10	Total**	++	Crafts et al, 1944
0.4C-1.2Mn	8	Total**	1525	Grange et al, 1946
0.5C-0.8Mn				
SAE 8625, 8635, 8650	3 to 4	Total*	1500 to 2200	Simcoe et al, 1956
Fe-0.5C	3	Effective**	1550	Shyne et al, 1956
0.1C-0.5Mn-0.5Mo	20	Acid soluble**	++	Irvine et al, 1957
0.17C-Mn-Ni-Cr-Mo	10	Effective ⁺	1650	Kapadia et al, 1968
0.2C-0.6Mn-0.5Mo	20	Total**	1650	Melloy et al, 1973
SAE 8620	7	Acid soluble**	1650	Llewellyn et al, 1974
0.15C-Mn-Cr-Mo	3 to 5	Soluble ⁺	1700	Habu et al, 1974
0.25C-1.0Mn-0.3Mo	10 to 30	Total**	1600	Maitrepierre et al, 1976
0.2C-1.4Mn-0.5Mo	18 to 30	Total**	1700	Yamanaka et al, 1977
*Adicionado	+ Calculado			
* Analizado	++ Não reportado			

O conteúdo ótimo de boro, efetivo ou solúvel, aparentemente se encontra entre 0.0003% a 0.0030%. Para comparação, algumas curvas mostradas na Figura 25 representam a variação entre o efeito e o conteúdo de boro na temperabilidade dos aços. De acordo com essas curvas o efeito da temperabilidade diminui com o aumento do conteúdo de boro acima da faixa ótima. Na prática, é difícil cobrir a faixa ótima, e portanto, o boro é geralmente adicionado levemente em excesso para obter de certa forma um menor, porém mais seguro, efeito na temperabilidade. Porém, quantidades

excessivas de boro causam fragilidade à temperatura ambiente e fragilidade à quente (KAPADIA, 1978).

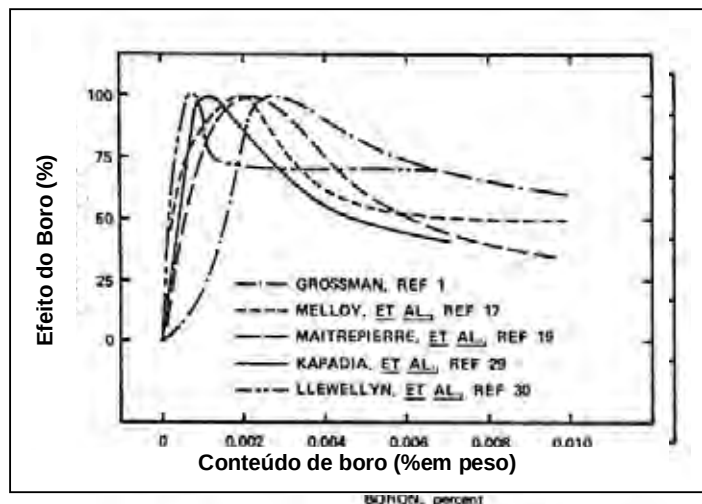


Figura 25 - Relação entre o efeito do boro na temperabilidade e o conteúdo de boro para várias investigações. (curvas normalizadas para o mesmo efeito de boro) (KAPADIA, 1978).

2.6.5. Influência das práticas de aciaria

No início do desenvolvimento de aços ao boro ficou evidente a dependência da efetividade do boro com relação as práticas de fabricação do aço. Por causa de sua alta afinidade com oxigênio e nitrogênio, o boro combina facilmente com esses elementos no aço perdendo sua eficácia, a não ser que este esteja protegido por aditivos apropriados. Conseqüentemente, o efeito da temperabilidade parece estar relacionado com a quantidade de átomos de boro quimicamente livres ao invés da quantidade total de boro presente no aço. Dessa maneira, é importante obter uma adequada desoxidação do aço, através da adição de silício, alumínio e outros desoxidantes, antes da adição do boro, assim como adicionar fortes formadores de nitretos, como titânio e zircônio, para combinar com o nitrogênio disponível. Em função do boro ser adicionado em quantidades muito pequenas, e por causa de variações normais de oxigênio e nitrogênio na composição química de um aço, variações na temperabilidade entre corridas podem ser observadas (KAPADIA, 1979; PORTER, 1979).

Baseado na provável distribuição do valor total de nitrogênio disponível, uma fórmula empírica para calcular o boro efetivo (não combinado com oxigênio ou

Considerando que uma quantidade suficiente de titânio é adicionada para atar o nitrogênio remanescente, $\beta = B_{tot}$. Para calcular a quantidade requerida de titânio a fórmula pode ser escrita da seguinte forma:

$$\beta = B_{tot} \quad \text{Equação (4)}$$

$$\left[(N - 0.002) - \frac{Ti}{5} \right] = 0 \quad \rightarrow \quad Ti = 5(N - 0.002) \quad \text{Equação (5)}$$

Para um valor de nitrogênio de aproximadamente 0,007%, a relação Ti/N corresponde aproximadamente à proporção estequiométrica para Ti/N, que é de 3,42 (THELNING, 1979).

2.6.6. Influência do conteúdo de carbono

Mesmo quando a quantidade ótima de boro está presente em um aço, a temperabilidade pode variar apreciavelmente com a composição química deste, particularmente com o seu conteúdo de carbono. Em um dos seus estudos sobre aços ao boro, Rahrer and Armstrong (1948) investigaram o efeito do boro em uma larga variedade de aços carbono baixa liga comerciais produzidos com %C na faixa entre 0,1 e 1,0 %C. A partir desta análise e de outros dados de literatura, foi possível concluir que o fator de temperabilidade do boro (FB) nestes aços diminui como o aumento do conteúdo de carbono (%C) de acordo com a seguinte relação (KAPADIA, 1979):

$$\text{Fator de temperabilidade do boro, FB} = 1 + 1.5 (0.9 - \%C) \quad \text{Equação (6)}$$

De acordo com esta relação, que é reproduzida na Figura 27, o boro é bem efetivo em aumentar a temperabilidade em aços baixo carbono, mas é completamente inefetivo em aços com mais de 0.9 %C (KAPADIA, 1979).

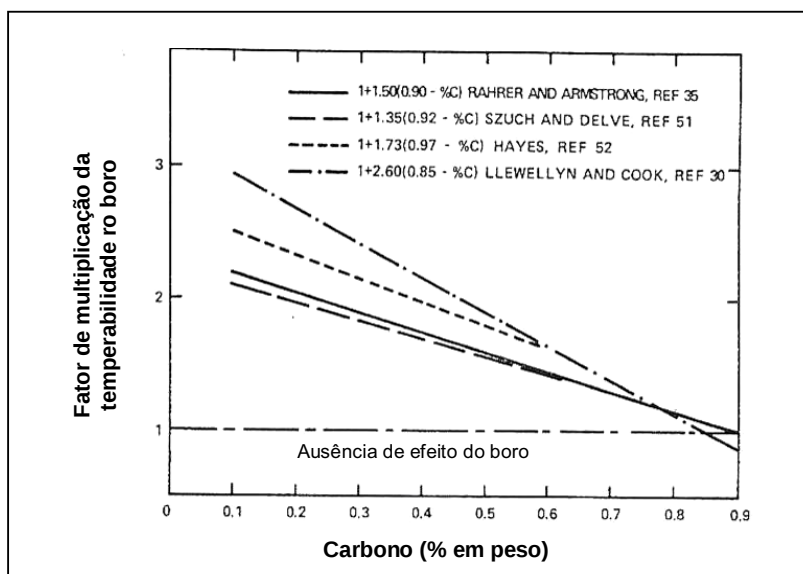


Figura 27 - Variação do efeito do boro na temperabilidade em relação ao conteúdo de carbono (KAPADIA, 1979)

Hayes (1972) também reportou uma relação similar, porém um pouco mais alta, baseado na avaliação da temperabilidade de aços comerciais obtidos através de corridas de aços baixo carbono. A distribuição desses resultados do fator de temperabilidade do boro associado a um particular conteúdo de carbono é ilustrado na Figura 28, indicando que o efeito da temperabilidade de boro não pode ser explicado simplesmente pela correlação com a quantidade de carbono (KAPADIA, 1979).

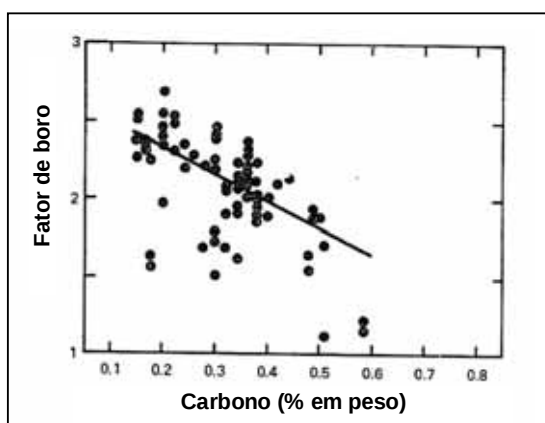


Figura 28 - Efeito da temperabilidade do boro versus conteúdo de carbono para diversos graus de aço (HAYES, 1979)

Mais recentemente, uma outra relação entre o fator de temperabilidade do boro (expresso como uma relação entre a distância obtida no ensaio Jominy ao invés de

diâmetro ideal) e o conteúdo de carbono foi reportada. O fator de boro pode ser calculado pela equação (THELNING, 1979):

$$BF = \frac{\text{Di calculado a partir do teste Jominy}}{\text{Di calculado a partir da composição básica}}. \quad \text{Equação (7)}$$

2.6.7. Regra do tamanho de grão

Uma vez que a nucleação da ferrita ocorre primeiramente nos contornos de grão austeníticos, o tamanho de grão é uma importante variável na temperabilidade. Tem sido reportado que a adição de boro tende a aumentar o tamanho de grão austenítico. Esta observação pode ser um efeito da combinação liga-impureza-boro. Entretanto, na prática aços ao boro geralmente possuem menores tamanhos de grão que aços similares livres de boro, porque elementos que podem atuar como refinadores de grão são adicionados com o boro para protegê-lo do oxigênio e nitrogênio (MORRAL, 1979).

Na prática a temperabilidade é muito sensível ao tamanho de grão, tanto nos aços ao boro como nos aços livres de boro. Por exemplo, uma mudança no tamanho de grão da ordem de 10 vezes poderia mudar o fator de boro na ordem de duas vezes. Uma das razões importantes é que a nucleação da ferrita ocorre nos contornos de grão. Existem duas outras maneiras nas quais o tamanho de grão pode influenciar na temperabilidade dos aços; uma é a influência da concentração de boro no contorno de grão, e a outra é influenciar no tempo necessário para que o boro se equilibre nos contornos de grão (MORRAL, 1979).

No primeiro, a concentração de boro no contorno de grão diminui com a diminuição do tamanho de grão, porque o boro é distribuído mais finamente sobre uma maior área de contornos de grão. No segundo, o tempo de equilíbrio é afetado pelo tamanho de grão, pois os átomos de boro devem mover-se do meio dos grãos para os contornos de grão para que o equilíbrio completo aconteça. Dessa maneira, maiores

tamanhos de grão estão associados como longos tempos de equilíbrio (MORRAL, 1979).

Em aços carbono de baixa temperabilidade, o efeito é determinado pela transformação da austenita em ferrita ou perlita nucleada nos contornos de grão. Dessa maneira, aumentando-se os contornos de grão, eleva-se consideravelmente a temperabilidade pela redução de locais de nucleação da ferrita. Em função do boro inibir a nucleação de ferrita nos contornos de grão, a adição de boro nestes aços diminui o efeito do tamanho de grão. De certa maneira, pode-se destacar que o boro possui uma maior temperabilidade em aços com granulação fina do que em aços de granulação grosseira (Figura 29). Estudos confirmam esta afirmação, Figura 30, onde a relação do tempo de incubação para nucleação e crescimento na temperatura de 600°C, em aço ao boro versus aço baixo carbono ligado ao níquel, diminui de cerca de 20 para 5 vezes com o aumento do tamanho de grão. Assim, o efeito da temperabilidade do boro é maior em aços baixo carbono de granulação fina.

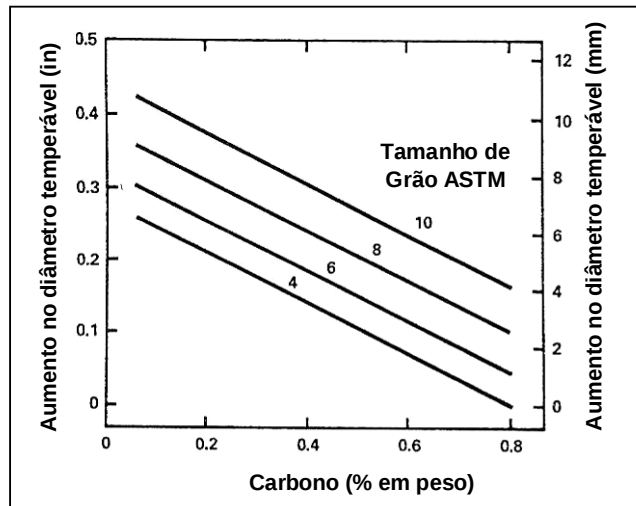


Figura 29 - Variação do efeito da temperabilidade do boro com o conteúdo de carbono para vários tamanhos de grão em uma liga Fe-C-Mn com 0,5%C (Grange, 1946)

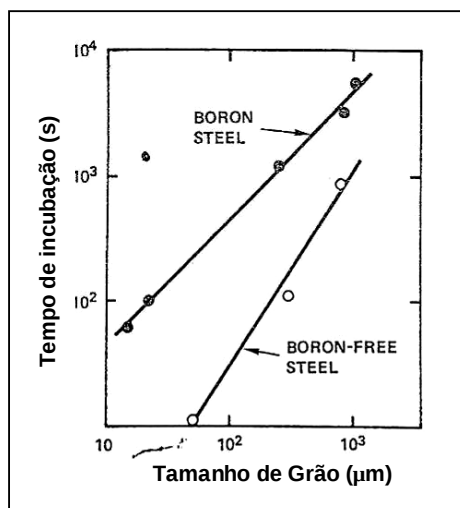


Figura 30 - Variação do tempo de incubação com o tamanho de grão austenítico em um aço baixo carbono ligado ao níquel sem boro e com boro (MAITREPIERRE, 1976).

2.6.8. A influência da temperatura de austenitização

Em aços livres de boro, o aumento da temperatura de austenitização resulta em um pequeno aumento na temperabilidade devido ao crescimento do grão austenítico, uma maior dissolução dos carbonetos, e uma maior homogeneização da austenita. Em aços ligados ao boro, maiores efeitos são observados (KAPADIA, 1979).

Normalmente a temperabilidade de aços ligados ao boro eleva-se até um pico a medida que a temperatura de austenitização aumenta. O pico na temperabilidade é obtido com a temperatura próxima a temperatura *solvus* do carboneto de boro, que é de aproximadamente 890°C (ADAMCZYK, 1997). O efeito da temperabilidade em função do boro desaparece em temperaturas abaixo de 750 °C. No superaquecimento acima da curva *solvus* de carbonetos de boro, a concentração de boro nos contornos é reduzida, o que irá provocar um menor potencial químico de boro no contorno de grão em amostras temperadas (ex: baixa supersaturação). A baixa supersaturação nessas regiões significa uma menor taxa de nucleação de carbonetos de boro, menos locais sendo ocupados, e assim, menor temperabilidade. Ainda é importante destacar que existe um mecanismo de competição pelos espaços entre carbonetos de boro e a ferrita. A precipitação de carbonetos pode ser um dos precursores para formação da ferrita. Caso os carbonetos sejam pequenos, estes bloquearão a nucleação da ferrita, porém

casos estes sejam grandes, eles incentivarão a nucleação da ferrita na sua própria interface (Figura 31) (MORRAL, 1979).

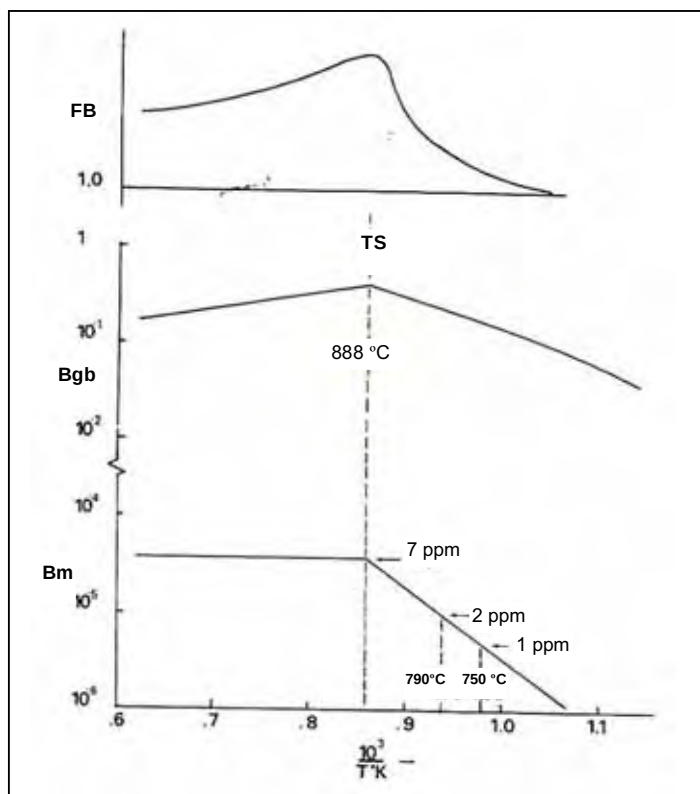


Figura 31 - Fração molar de boro nos contornos de grão, B_{gb} , e na matrix, B_m , em função da temperatura, $1/T$ ($^\circ\text{K}$). Um gráfico ilustrativo do fator de hardenabilidade do boro, FB , em função da temperatura, $1/T$ ($^\circ\text{K}$), também é apresentado na figura acima. TS representa a temperatura solvus do carboneto de boro (MORRAL, 1979).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. PROJETO DO AÇO

O projeto do aço visou à obtenção de uma microestrutura ferrita-perlita na bobina laminada a quente, combinada a baixos níveis de segregação e inclusões não-metálicas. Apesar de ser um aço destinado a tratamento térmico de têmpera e revenimento, a formulação da composição química objetivou valores relativamente baixos de carbono equivalente, possibilitando boa soldabilidade durante a fabricação do tubo.

O aço foi fabricado em conversores LD, onde os níveis de C e P foram reduzidos para níveis adequados à formulação de um aço para fabricação de tubos. Durante o refino secundário, foi realizada a desoxidação do aço através da adição de Si e Al, adição dos ferro-ligas e tratamentos de dessulfuração e globulização das inclusões para obtenção de um aço com composição química objetivada e com elevado nível de limpidez. O tratamento de globulização das inclusões foi realizado com adição de Ca. Essa morfologia de inclusões é desejável para obter-se um melhor desempenho nos ensaios da solda ERW e nos testes de ductilidade e tenacidade requeridos para o tubo.

A solidificação do aço foi realizada em máquina de lingotamento contínuo com dois veios, tipo vertical-curva, que permite maior oportunidade de flutuação das inclusões. Com o intuito de obter um aço com elevada limpidez, especial atenção foi dada para a utilização de válvula longa na panela e válvula submersa no molde, no controle da temperatura de superaquecimento do aço e na velocidade de lingotamento. As placas fabricadas foram resfriadas e posteriormente escafadas para prevenir o surgimento de defeitos superficiais nas bobinas.

As placas foram reaquecidas em fornos contínuos em temperatura e tempo de encharque para austenitização pré-estabelecidos. As laminações de desbaste foram

realizadas com quantidade mínima de passes até ser atingida a espessura necessária para admissão do esboço pelo trem acabador. Nestas etapas, a largura final da tira é controlada pela atuação dos laminadores de bordas, denominados *edgers*. A aplicação de jatos de água com pressão elevada promove a remoção da camada de óxido formada, permitindo um melhor controle da temperatura do material e o melhor acabamento superficial do produto.

Durante a laminação de acabamento o controle da espessura foi realizado por um set up automático do laminador e as correções necessárias foram feitas com a utilização de sistema AGC (Automatic Gauge Control), minimizando a dispersão dos valores da espessura ao longo do comprimento da tira.

Terminada a laminação, as tiras foram resfriadas na HRT (*Hot Runout Table*) por um sistema automático CWC (*Curtain Water Control*) com uma adequada vazão de água até uma temperatura adequada para o bobinamento.

A composição química proposta, baseada em um projeto de liga ao boro, tem como objetivo a obtenção de uma microestrutura predominantemente martensítica após o tratamento térmico dos tubos através de têmpera e revenimento. Para atingir este objetivo é necessário garantir a segregação do boro livre nos contornos de grãos austeníticos, retardando a nucleação da ferrita e favorecendo a formação da martensita, garantindo assim a efetividade da têmpera.

Devido a grande afinidade do boro em combinar-se com o oxigênio e nitrogênio, a proteção do boro contra a oxidação e precipitação na forma de nitretos e carboboretos é de grande importância, pois é fundamental a presença de boro livre para segregar nos contornos de grão. As práticas de aciaria e as quantidades adicionadas de boro são fundamentais para maximizar o efeito do boro. No desenho da composição química objetiva-se uma relação $Ti/N > 3,5$ a fim de garantir efetividade do boro.

3.2. FABRICAÇÃO DO TUBO

Os tubos fabricados passam por um rigoroso controle de processo tanto na planta ERW quanto na planta de Tratamento Térmico. Para garantir a confiabilidade exigida pelo produto são controladas as espessuras do tubo ao longo do comprimento (garantindo assim a relação D/t), o limite de escoamento, ovalização, empeno e imperfeições localizadas no corpo do tubo. Na Figura 32 é apresentado um fluxograma do processo de fabricação dos tubos.

As bobinas são manuseadas e estocadas de forma que não sejam causados defeitos superficiais. Antes do processamento são feitas amostragens com o objetivo de checar se as propriedades mecânicas e a composição química, das corridas fornecidas pela usina, estão em conformidade com o especificado.

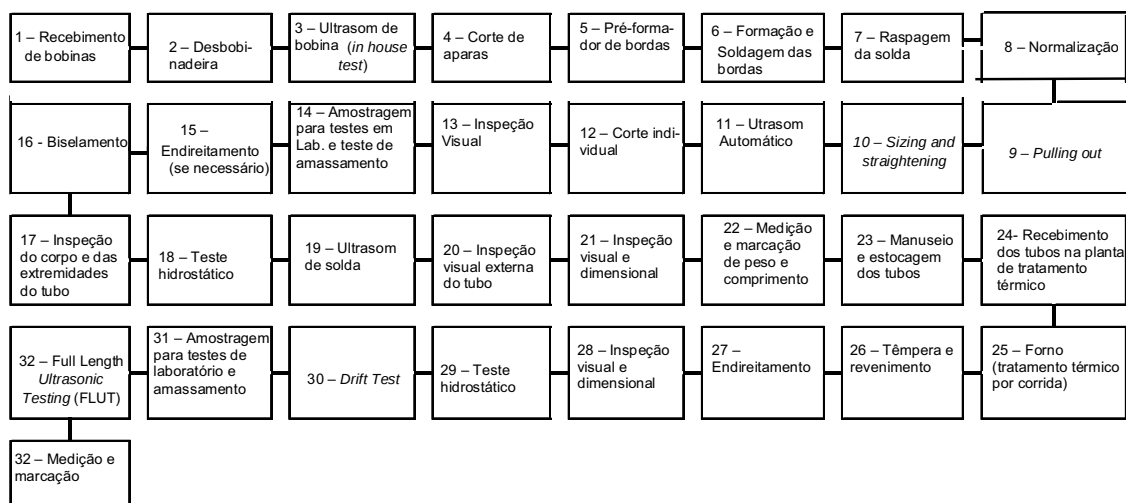


Figura 32 - Fluxograma de fabricação de tubos tratados termicamente na planta da TenarisConfab

As bobinas depois de colocadas na desbobinadeira são centralizadas, tracionadas e endireitadas através de um conjunto de rolos. As bobinas são inspecionadas por ultra-som (US) para detecção de dupla laminação no corpo e borda.

Na Figura 33 é mostrado de forma esquemática a linha de fabricação de tubos ERW da TenarisConfab.

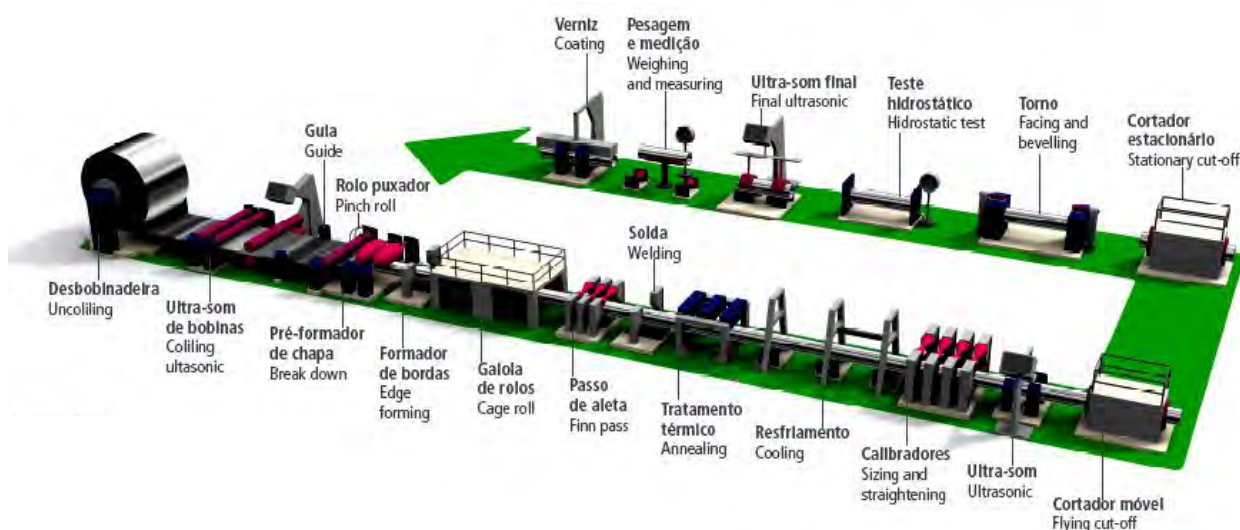


Figura 33 - Desenho esquemático da linha de fabricação de tubos ERW da TenarisConfab.

As bordas da bobina são então cortadas através de tesouras circulares que livram a superfície de rebarbas e auxiliam na garantia da qualidade da região soldada. A largura objetivada depende do diâmetro e espessura do tubo.

O início da formação dos tubos é realizado através de um conjunto de rolos côncavos e convexos. Depois dessa operação o raio do tubo é estampado na borda da bobina através do pré-formador de bordas. Gradualmente, a bobina é então conformada a frio através de um conjunto de rolos, com o objetivo de reduzir o raio uniformemente até os rolos do *fin-pass*, que realizam a parte final da conformação preparando a bobina para a soldagem.

No *fin-pass* as bordas das bobinas são guiadas e isoladas por rolos guias até que alcancem a placa de solda. Através do processo ERW-HFC (*electric resistance welding – high frequency contact*) é realizado a soldagem das bordas na placa de solda.

O *heat-input*, a velocidade e a taxa de redução da solda (“recalque”) utilizados garantem uma boa limpidez na linha de fusão, através da expulsão do metal fundido e

das inclusões de óxidos formados durante a soldagem. Na Figura 34 é ilustrado o processo de soldagem ERW-HFC

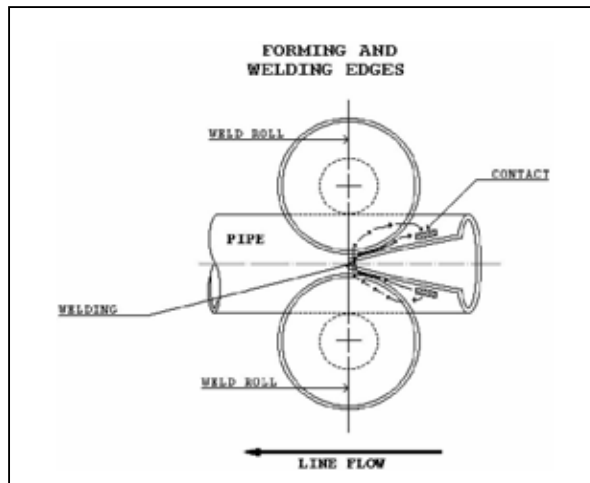


Figura 34 - Soldagem de tubos através do processo ERW-HFC (TENARIS, 2005).

O material excedente, originado pela a fusão e compressão das bordas durante a soldagem, é removido interna e externamente através de raspadores.

O tratamento térmico de normalização da região da solda é realizado a aproximadamente 900°C logo após a soldagem e com a mesma velocidade da linha de produção. A temperatura da região tratada termicamente é continuamente medida e gravada através de pirômetro óptico. O resfriamento é feito ao ar até aproximadamente 450°C e depois através de água até a temperatura ambiente.

Após o resfriamento, os tubos passam pelo SS (*Sizing and Straightening*), onde os tubos são calibrados a frio para a obtenção do diâmetro, ovalização e empeno especificados.

Após a calibração, os tubos passam pelo ultra-som de processo para detecção de defeitos na região da solda e depois são cortados individualmente. São também realizados ensaios de amassamento e são retiradas amostras dos tubos para testes mecânicos. Depois do biselamento é realizada a inspeção da extremidade e do corpo dos tubos.

Os tubos são então testados hidrostaticamente e inspecionados pelo ultra-som final para detecção de defeitos na região da solda. A inspeção é realizada sistematicamente para controlar a qualidade do cordão de solda e é realizada por inspetores qualificados. Os tubos aprovados passam pela inspeção visual final e marcação, e depois são liberados para o pátio.

Os tubos são temperados e revenidos, separados por corrida de aço, na planta de tratamento térmico da TenarisConfab. Um desenho esquemático da planta é apresentado na Figura 35.

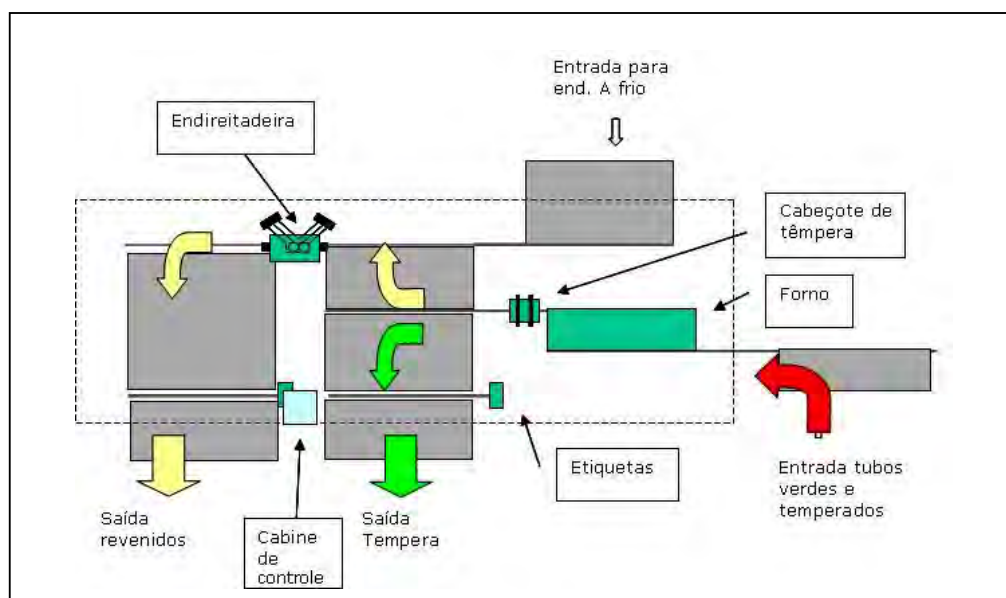


Figura 35 - Desenho esquemático da planta de tratamento térmico

Antes de ingressarem no forno, todos os tubos são visualmente inspecionados para assegurar que estes estão livres de defeitos ou outros danos, e que estão desempenados.

Para completar o ciclo de têmpera e revenimento, os tubos passam duas vezes pela planta de tratamento térmico. Na têmpera, os tubos entram no forno onde é feito a austenitização, passam pelo descamador e em seguida pelos cabeçotes de têmpera,

saindo a temperaturas inferiores a 70°C. Todo o processo é automatizado e controlado conforme os parâmetros estabelecidos.

Para otimizar a segregação do boro é necessário também um controle da temperatura de austenitização durante o tratamento térmico do tubo, pois o efeito do boro pode ser maximizado ou bastante diminuído em função desta temperatura.

O revenimento é realizado com tempo, temperatura e velocidade controlados, de forma individual para cada tipo de produto objetivado. A temperatura pode variar de 400° C à 700° C de acordo com propriedades mecânicas finais desejadas.

O endireitamento é realizado através de um equipamento com 3 pares de rolos com capacidade de variação de ângulos, *bending*, e aperto. A temperatura de endireitamento também é controlada com o objetivo de reduzir as tensões residuais nos tubos. Os parâmetros utilizados no processo também são específicos para cada produto.

Após tratamento térmico, os tubos são novamente testados hidrostaticamente conforme API 5CT (API, 2004) e depois inspecionados pelo FLUT (*full length ultrasonic test*). O FLUT é um equipamento de ultra-som de corpo automático capaz de realizar a inspeção para detecção de defeitos longitudinais, transversais, medição de espessura e dupla laminação.

Após aprovação no FLUT, os tubos estão prontos para liberação como ponta lisa ou seguirem para o processo de roscamento.

3.3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Baseado na metodologia de projeto de aço ao boro utilizado para tratamentos térmicos, descrita no item 3.1, e também na metodologia de fabricação de tubos de aço, soldados por ERW, tratados termicamente e aplicados para revestimento de poços de petróleo, descrita no item 3.2, foi elaborado um procedimento experimental visando

determinar a influência das temperaturas de revenimento nas propriedades mecânicas finais do produto.

Este procedimento experimental consistiu na formação e tratamento térmico de têmpera e revenimento de 75 tubos de duas corridas de aço com mesmo projeto de liga. Para a realização dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, foram utilizados tubos *green* (sem tratamento térmico) de aproximadamente 12 m de comprimento e de dimensional 9.5/8" x 0,472" (244,48 mm x 11,99 mm) fabricados pelo processo de soldagem ERW, seguindo os procedimentos descritos no item 3.2, Fabricação do tubo.

No processo de têmpera foi utilizado um único parâmetro de tratamento térmico para todos os 75 tubos. Estes foram aquecidos acima da temperatura de austenitização, visando à temperatura de 890°C, temperatura na qual a temperabilidade é otimizada próxima da temperatura *solvus* do carboneto de boro (ADAMCZYK, 1997). Os tubos permaneceram a esta temperatura por aproximadamente 50 minutos objetivando-se homogeneização da temperatura ao longo de todo o comprimento e espessura de parede do tubo e também para controlar o tamanho de grão austenítico. Na Figura 36 é ilustrado o processo de austenitização dos tubos

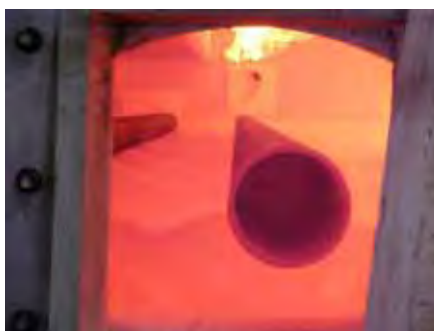


Figura 36 - Foto do tubo dentro do forno durante o processo de austenitização.

Após austenitização, os tubos passaram por um descamador e em seguida pelos cabeçotes de têmpera, saindo a temperaturas inferiores à 70°C. Na Figura 37 é ilustrado o processo de têmpera do tubo.



Figura 37 - Processo de têmpera dos tubos. Foto à esquerda mostrando o tubo aquecido à temperatura de austenitização entrando no cabeçote de têmpera. Foto à direita mostrando o tubo temperado saindo do cabeçote de têmpera.

Após a têmpera, foram amostrados 5 tubos (1 tubo a cada 15) para se verificar a eficácia do tratamento térmico. Para isso, foram retirados anéis de cada uma das pontas (extremidades) desses tubos selecionados, e realizados ensaios de dureza Rockwell C em quatro quadrantes ao longo da circunferência e ao longo de toda a espessura.

Este procedimento foi realizado para verificar se a dureza (temperabilidade) mínima exigida pela API 5CT (API, 2004) foi atingida. A equação 8 é utilizada para calcular a dureza equivalente a um total de 50% de transformação de martensítica. Pela equação 9 é possível calcular o valor estimado de dureza que representa 90% de transformação martensítica, que apesar de não ser um requisito para os graus objetivados neste trabalho, é também apresentado como referência para avaliação dos resultados obtidos (API, 2004).

$$\text{HRCmin} = 52 \times (\% \text{ carbono}) + 21 \quad \text{Equação (8)}$$

$$\text{HRCmin} = 58 \times (\% \text{ carbono}) + 27 \quad \text{Equação (9)}$$

Após verificada a eficácia do tratamento de têmpera, os tubos foram encaminhados para a próxima etapa de fabricação, o revenimento. Para o revenimento foram elaborados 5 parâmetros de processo (tempo e temperatura) focando 4 graus

especificados na norma API 5CT (API, 2004), sendo estes os graus N80 tipo Q, L80 tipo 1, C95 e P110. Dessa forma, foram separados 5 lotes de 15 tubos cada, sendo que o tamanho mínimo do lote é limitado em 15 tubos devido a capacidade do forno de tratamento térmico utilizado. Esta é a quantia mínima para que o forno entre em regime e estabilize, e para que dessa forma se obtenha resultados significativos no tratamento térmico. Os tubos foram reingressados por lote no forno de tratamento térmico para serem reaquecidos em distintas faixas de temperatura conforme Tabela 7, onde pode-se observar um resumo dos parâmetros de têmpera e revenimento utilizados para os testes.

Tabela 7 - Procedimento experimental para o processo de têmpera e revenimento.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento						
Etapas	Parâmetros	A	B	C	D	E
Têmpera	T (°C)	890	890	890	890	890
	t (min)	50	50	50	50	50
Revenimento	T (°C)	620 / 650	600 / 620	570 / 600	540 / 570	465 / 495
	t (min)	50	50	50	50	50

Após a realização dos processos de têmpera e revenimento os tubos foram inspecionados, testados hidrosticamente por um tempo e pressão determinados de acordo com a norma API 5CT, e posteriormente foram inspecionados por ultra-som de corpo para verificar sua integridade e assegurar o cumprimento dos requisitos da norma API 5CT (API, 2004).

Após inspeção foram selecionados 6 tubos de cada lote para realização de ensaio de tração na direção longitudinal à 90° da solda, sendo ainda selecionados 3 tubos para realização de ensaios de impacto Charpy na solda e no metal base, e ensaio de dureza Rockwel C no metal base à 90° da solda. Para a análise química foram realizadas 4 análises antes do tratamento térmico em 4 tubos distintos, sendo dois ensaios por corrida de aço.

3.4. TESTES MECÂNICOS E DE ANÁLISE QUÍMICA

Com o objetivo de caracterizar a eficácia dos processos de têmpera e revenimento, foram retiradas amostras para realização de testes de dureza, tração, impacto Charpy e análise química. Uma descrição detalhada dos procedimentos experimentais e equipamentos utilizados pode ser observada a seguir.

3.4.1. Testes de Análise Química

Foram realizados 4 ensaios de análise química, sendo 2 por corrida de aço. Os ensaios de análise química foram realizados no metal base após a conformação dos tubos, na posição a 90° do cordão de solda, conforme norma API 5CT (API, 2004) e norma ASTM A751 (ASTM, 2008). Na Figura 38 é representada a região onde se deve realizar a amostragem no tubo.

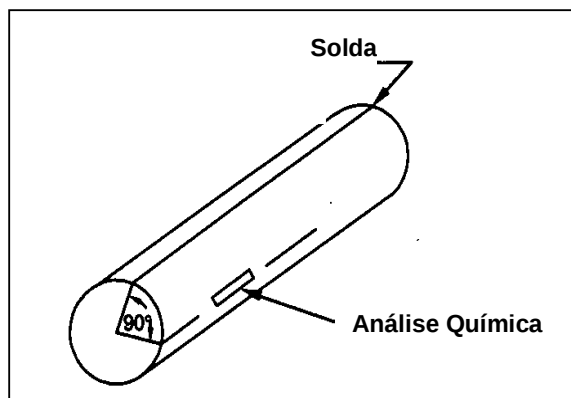


Figura 38 — Croqui para teste análise química.

Os testes de análise química de produto foram realizados para os seguintes elementos: carbono (C), manganês (Mn), fósforo (P), enxofre (S), silício (Si), alumínio (Al), titânio (Ti), nitrogênio (N) e boro (B). Na Tabela 8 é representada a descrição dos equipamentos utilizados para análise química e na Figura 39 os equipamentos utilizados neste trabalho.

Tabela 8 – Descrição dos equipamentos de análise química

Equipamento	Marca	Modelo	Descrição
Analizador de O ₂ & N ₂	LECO	TC-436	Análise de O ₂ de 1 a 1000 ppm por absorção infravermelha e N ₂ de 1 a 5000 ppm por condutividade térmica.
Analizador de C & S	LECO	CS-125	Análise de C de 1 ppm a 99% e de S de 1 ppm a 99% por absorção infravermelha
Espectrometro de emissão por plasmas	Spectro	Spectroflame	Análise molhada de elementos no aço, metálicos e não-metálicos
Analizador de C & S	LECO	CS-300	Análise de C de 1 ppm a 99% e S de 1 ppm a 99% por absorção infravermelha
Espectrometro de massa	Spectro	Spectrocast	Análise de elementos no aço



Figura 39 – Equipamentos de análise química utilizados para os ensaios realizados neste trabalho.

3.4.2. Testes de Tração

O ensaio de tração na direção longitudinal do tubo, foi realizado à 90° da solda utilizando um corpo de prova, sendo a amostra retirada de uma das extremidades, conforme norma API 5CT (API, 2004) e norma ASTM A370 (ASTM, 2009). Na Figura 40 é representada a região de onde foram extraídas as amostras do tubo, assim como as dimensões do corpo-de-prova.

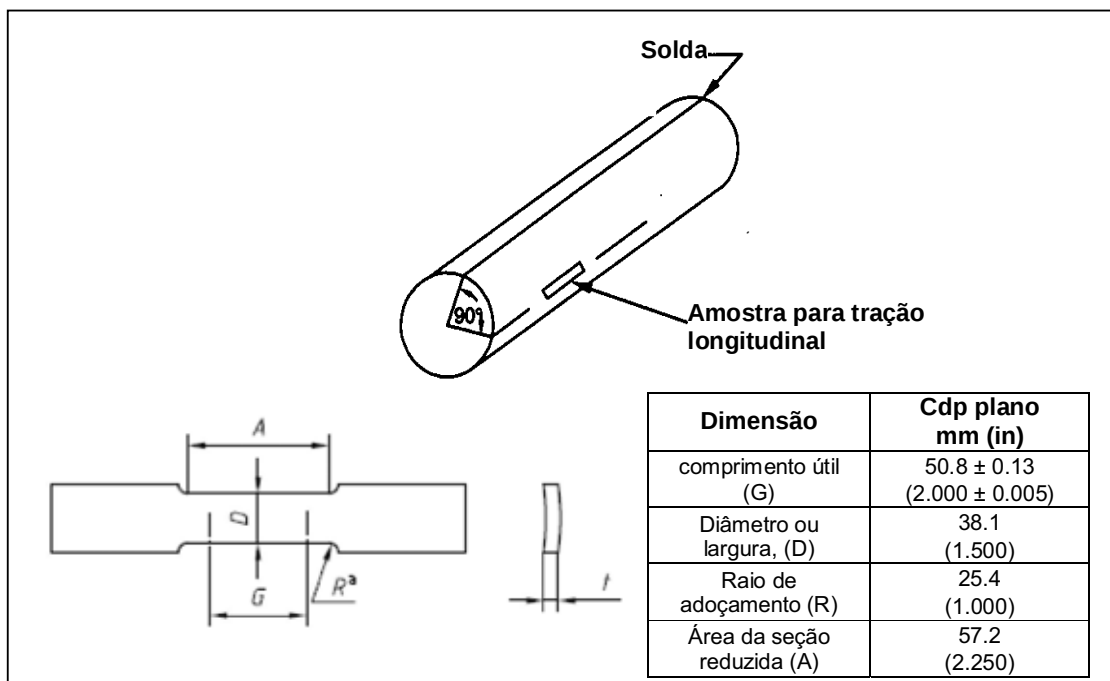


Figura 40. Desenho esquemático da região de retirada da amostra e dimensões do corpo de prova de tração.

Os ensaios de tração na direção longitudinal de tubo, foram realizados no Laboratório de testes mecânicos da TenarisConfab utilizando uma máquina de ensaios de tração, marca MFL SYSTEME, modelo UPD 100, estática, com máxima capacidade de carga de 100 t para tração e compressão na temperatura ambiente, e equipado com software e dois extensômetros laterais. Na Figura 41 são ilustrados os equipamentos utilizados para os ensaios de tração realizados neste trabalho.



Figura 41 – Equipamentos de tração utilizados para os ensaios realizados neste trabalho.

3.4.3. Testes de Impacto Charpy

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados à temperatura de 0°C, conforme norma API 5CT (API, 2004) e norma ASTM A370 (ASTM, 2009). As amostras foram retiradas conforme posição 2, indicada na Figura 42. O ensaio foi realizado no metal base e no metal de solda (entalhe na solda), através de um set (uma amostra) que dará origem a 3 corpos-de-prova. Os resultados individuais e a média destes 3 cp's deverão ser reportados, conforme especificado na norma API 5CT (API, 2004). Os ensaios foram realizados utilizando corpos-de-prova com dimensões de 10 x 7,5 x 55 e utilizou-se um fator de 0,80 para redução do critério de aceitação para energia de impacto absorvida.

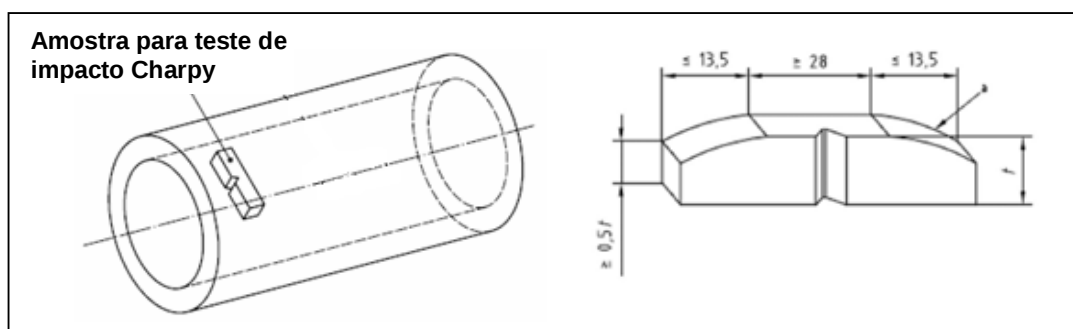


Figura 42 - Desenho esquemático da região de retirada da amostra e dimensões do corpo de prova de impacto Charpy. Todos os testes de impacto devem possuir 10 mm x 10 mm se possível. O entalhe deve ser orientado perpendicularmente ao eixo do tubo. (API, 2004)

Os ensaios de impacto Charpy transversal de tubo, foram realizados no Laboratório de testes mecânicos da TenarisConfab utilizando uma máquina de ensaios de impacto Charpy, marca Voelpert Amsler, modelo PW30/15, manual com capacidade máxima de energia absorvida de 300 J. Na Figura 43 estão ilustrados os equipamentos de impacto utilizados para os ensaios realizados neste trabalho.



Figura 43 – Equipamentos de ensaio de impacto Charpy utilizados para os ensaios realizados neste trabalho.

3.4.4. Testes de Dureza

3.4.4.1 Testes de Temperabilidade

Os ensaios de dureza foram realizados nos quatro quadrantes do tubo. O teste de dureza Rockwell deve ser realizado sobre um bloco ou um anel do tubo, conforme norma API 5CT (API, 2004) e norma ASTM A370 (ASTM, 2009). Na Figura 44 é representada a região onde foram extraídas as amostras do tubo e as dimensões do corpo-de-prova. A superfície deve ser paralela e lisa, e não deve conter óxidos e lubrificantes.

3.4.4.2 Testes de Dureza após revenimento

Os ensaios de dureza foram realizados em um quadrante à 90° da solda, sendo a amostra (anel de 50 mm de comprimento) retirada de uma das extremidades do tubo. O teste de dureza Rockwell deve ser realizado sobre um bloco ou um anel de tubo conforme norma API 5CT (API, 2004) e norma ASTM A370 (ASTM, 2009). Na Figura 44 é representada a região onde foram realizadas as impressões no tubo, e as dimensões do corpo-de-prova. Assim como nos testes de temperabilidade, a superfície deve ser paralela e lisa, e não deve conter óxidos e lubrificantes.

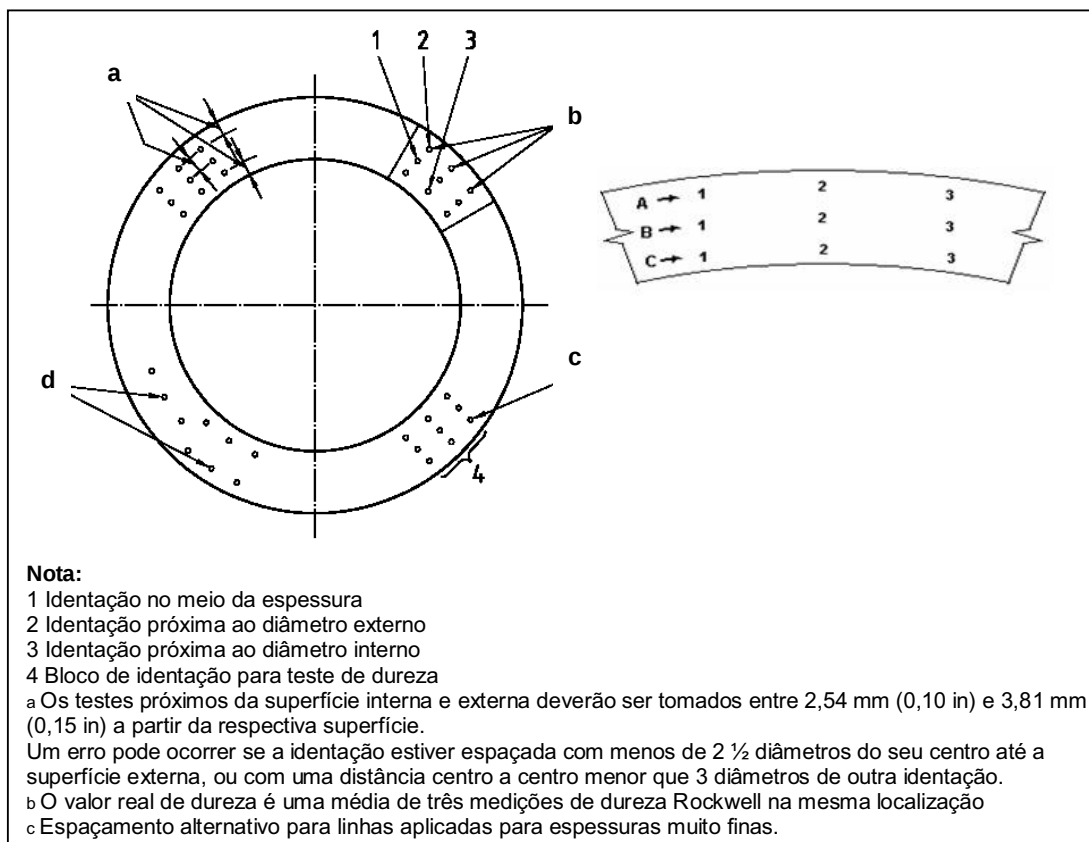


Figura 44 - Croqui para teste de dureza

Os ensaios de dureza Rockwell, foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da TenarisConfab utilizando uma máquina de ensaios de dureza, marca Reicheter, modelo BV 187.5H, equipamento manual para realização de dureza Vickers, Brinell e Rockwell. Os testes foram realizados após têmpera com o objetivo de analisar a eficácia do efeito do boro na temperabilidade, e após o revenimento para verificar a queda de dureza em função do tratamento térmico realizado.

3.4.5. Análise Micrográfica

Para a análise micrográfica utilizou-se as amostras de dureza, as quais já estavam previamente faceadas por usinagem. Essas amostras foram submetidas ao processo de lixamento com o objetivo de eliminar as imperfeições da superfície da amostra tais como, oxidação, rebarbas, arranhados profundos. O lixamento foi realizado utilizando-se um equipamento automático rotativo (Figura 45) e um procedimento de lixamento

que consistiu-se da utilização de lixas papel com abrasivo do tipo SiC, com granulometria 400 e 600, sendo operadas a 150 rpm em meio úmido. As amostras foram rotacionadas 90° antes de iniciar cada uma das etapas de lixamento e polimento, até verificar-se a total remoção dos riscos causados pelo lixamento ou polimento anterior.

O polimento foi realizado em 2 etapas. A primeira consistiu em utilizar um pano umedecido com uma suspensão policristalina de diamante de granulometria de 6 μm . A segunda consistiu em utilizar um pano umedecido com uma suspensão policristalina de diamante de granulometria de 1 μm .



Figura 45 – Equipamento de lixamento rotativo

Após preparação das amostras estas foram quimicamente atacadas para revelação da microestrutura. Foi utilizado o reagente Nital 2,5% durante 12 segundos. O ataque foi interrompido com a utilização de álcool etílico e depois as amostras foram secadas com jato de ar quente.

As amostras foram então analisadas no microscópio óptico com aumento de 200X e 1000X.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. ANÁLISE QUÍMICA.

Foram realizadas 4 análises, sendo dois ensaios de análise química por corrida, com o objetivo de cumprir os requisitos da norma API 5CT e para verificar se os valores obtidos estão de acordo com o projeto de aço desenvolvido para esta aplicação.

Para realização do ensaio de análise química, foram retiradas amostras de metal base, na posição à 90° do cordão de solda. Os ensaios foram realizados no laboratório da TenarisConfab, conforme item 3.4.4.

A composição química apresentada em valores médios obtidos (% em peso), e também uma comparação com os requisitos da norma API 5CT (API, 2004), se encontram na Tabela 9. É possível observar que a composição química obtida para o material em estudo atende as exigências de composição química para os elementos químicos especificados para 4 graus, conforme norma API 5CT (API, 2004), sendo estes os graus N80 tipo Q, L80 tipo 1, C95 e P110, respectivamente. Estes produtos possuem a característica de serem fabricados pelo processo de têmpera e revenimento. Dessa forma, a possibilidade de otimizar o processo de fabricação de vários produtos utilizando um único projeto de liga é uma grande vantagem. Com esses resultados de composição química, e através da utilização de distintas temperaturas de revenimento, é possível objetivar 4 produtos utilizados para diferentes aplicações, aumentando flexibilidade e reduzindo custos.

Tabela 9 – Composição química média obtida para o material e composição química especificada pela norma API 5CT para os graus N80 tipo Q, L80 tipo 1, C95 e P110.

	Elementos Químicos (% em peso)										
	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	B	N	CE	Ti/N
Média Obtida	0.27	1.20 1.40	0.22	0.011	0.002	0.039	0.027	0.0010 0.0030	0.0064	0.49	4.18
N80 tipo Q	-	-	-	0.030 máx	0.030 máx	-	-	-	-	-	-
L80 tipo 1	0.43 máx	1.90 máx	0.45 máx	0.030 máx	0.030 máx	-	-	-	-	-	-
C95	0.45 máx	1.90 máx	0.45 máx	0.030 máx	0.030 máx	-	-	-	-	-	-
P110	-	-	-	0.030 máx	0.030 máx	-	-	-	-	-	-

O carbono equivalente (CE) foi calculado utilizando-se a equação 10, cuja fórmula é utilizada para aços com porcentagem de carbono acima de 0,12%C (API, 2007).

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

Equação (10)

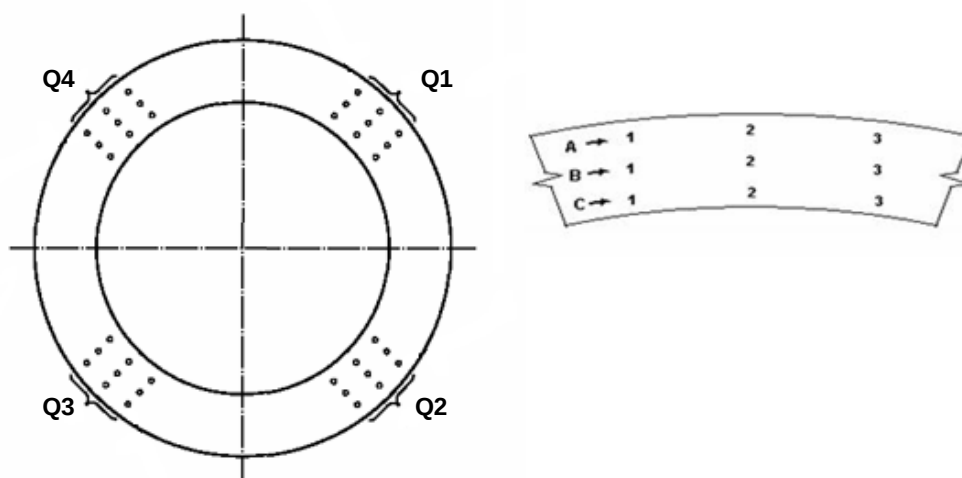
4.2. ENSAIOS MECÂNICOS

4.2.1. Ensaios de temperabilidade

Todos os tubos, independentemente dos parâmetros que seriam utilizados para o tratamento térmico de revenimento, foram temperados utilizando-se os mesmos parâmetros de temperatura e tempo. Para verificação da efetividade do tratamento térmico de têmpera foram realizados ensaios de dureza, conforme item 3.4.4.1

Na Tabela 10 são apresentadas as médias dos resultados de dureza Rockwell C realizados nos tubos após têmpera. No Anexo 1 é possível verificar os resultados de todos os ensaios de dureza realizados. A numeração utilizada para representar os tubos no ensaio de temperabilidade não possuem relação direta com os resultados obtidos no ensaio de tração longitudinal realizado nos tubos após revenimento.

Tabela 10 – Resultados do ensaio de dureza para verificação da temperabilidade.



		Tubo 1		Tubo 2		Tubo 3		Tubo 4		Tubo 5	
Ponta 1	Q1	49.1	± 0.2	46.8	± 0.9	47.4	± 0.4	46.8	± 0.3	47.7	± 1.0
	Q2	48.5	± 0.9	46.3	± 0.5	46.9	± 0.2	47.0	± 0.3	46.7	± 0.3
	Q3	48.7	± 0.8	46.4	± 0.3	48.0	± 0.3	46.0	± 0.3	46.2	± 0.1
	Q4	48.8	± 0.2	46.3	± 0.2	46.6	± 0.1	46.4	± 0.4	47.2	± 0.2
Ponta 2	Q1	47.7	± 0.3	45.7	± 0.6	45.8	± 0.3	47.1	± 0.7	46.2	± 0.4
	Q2	48.8	± 0.7	45.3	± 0.2	46.4	± 0.2	47.2	± 0.1	46.6	± 0.5
	Q3	48.2	± 0.7	47.4	± 0.3	46.2	± 0.5	45.3	± 0.3	47.2	± 0.3
	Q4	46.1	± 1.7	46.6	± 0.2	48.1	± 0.4	46.7	± 0.3	45.8	± 0.4

Conforme as equações 8 e 9 do item 3.3, e utilizando-se o valor de % carbono da Tabela 9 é possível calcular quais são os valores estimados de referência para obtenção de 50% e 90% de transformação martensítica no aço, respectivamente.

$$\text{HRCmin (50\% martensita)} = 52 \times (\% \text{ carbon}) + 21 \Rightarrow \text{HRCmin (50\%)} = 35,0$$

$$\text{HRCmin (90\% martensita)} = 58 \times (\% \text{ carbon}) + 27 \Rightarrow \text{HRCmin (90\%)} = 42,7$$

Analisando os resultados de dureza apresentados na Tabela 10, é possível observar a eficácia do tratamento térmico de têmpera em conjunto com a utilização do material ligado ao boro. Primeiramente, comparando-se os resultados com o requisito da norma API 5CT para 50% de transformação martensítica observa-se que o material após têmpera atinge consistentemente 50% de transformação martensítica ao longo da espessura. Tomando-se agora, como referência, o valor de 42.7 HRC para 90% de transformação martensítica, é possível observar que o material atinge também consistentemente estes valores, comprovando a eficácia da temperabilidade utilizando um projeto de liga ao boro.

A obtenção de resultados que mostram o efeito da alta temperabilidade do material ligado ao boro está relacionado à dois fatores importantes. O primeiro fator está relacionado ao projeto do aço que visou o conteúdo de boro dentro de um intervalo otimizado entre 10 e 30 ppm de % em peso. Isto permite que o efeito da quantidade de boro na temperabilidade esteja relacionado a segregação deste nos contornos de grãos austeníticos e a precipitação de pequenos carbonetos de boro. Ainda com relação ao projeto do aço tomou-se o cuidado com a garantia da relação Ti/N acima de 3.5, com o objetivo de assegurar uma quantidade de boro livre mínima, para que este segregue nos contornos de grão retardando a nucleação da ferrita durante o resfriamento.

O segundo fator importante para garantir o efeito do boro no aumento da temperabilidade está relacionado aos parâmetros de temperatura e tempo de austenitização de 890°C e 50 minutos, respectivamente. Com a utilização desses parâmetros é possível obter uma boa homogenização da temperatura ao longo de todo o comprimento do tubo e também é possível garantir a solubilização do boro e dos carbonetos de boro presentes no aço.

4.2.2. Testes de Tração longitudinal

Os resultados do limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento foram obtidos através dos ensaios de tração longitudinal realizados nos tubos após o revenimento. Os ensaios de tração foram realizados conforme item 3.4.2. Os tubos foram tratados termicamente, conforme Tabela 7.

Na Tabela 11 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de tração longitudinal para os tubos tratados termicamente, conforme parâmetros “A”.

Tabela 11 - Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico, conforme parâmetros “A”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapas	Parâmetros	A
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	620 /
	mín / máx	650
	t (min)	50
	objetivado	

METAL DE BASE / BASE METAL					Média
Tubo	LE Mpa	LR Mpa	LE/LR	Al %	TEMPERATURA REVENIMENTO (°C)
1	563	679	0.83	34.3	636
2	538	669	0.80	35.8	636
3	581	705	0.82	36.0	631
4	558	685	0.81	36.6	631
5	582	708	0.82	34.8	630
6	560	684	0.82	37.6	630

Na Tabela 12 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de tração longitudinal para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “B”.

Tabela 12 - Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “B”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	B
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	objetivado	
	T (°C)	600 /
	mín / máx	620
	t (min)	50
	objetivado	

Tubo	METAL DE BASE / BASE METAL				Média
	LE Mpa	LR Mpa	LE/LR	Al %	TEMPERATURA REVENIMENTO (°C)
7	617	736	0.84	32.7	614
8	606	728	0.83	33.9	614
9	589	704	0.84	34.8	611
10	592	711	0.83	31.1	611
11	580	715	0.81	32.5	612
12	624	745	0.84	31.9	612

Na Tabela 13 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de tração longitudinal para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “C”.

Tabela 13 - Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “C”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	C
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	objetivado	
	T (°C)	570 /
	mín / máx	600
	t (min)	50
	objetivado	

Tabela 13 (continuação) - Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “C”.

Tubo	METAL DE BASE / BASE METAL				Média
	LE Mpa	LR Mpa	LE/LR	AI %	TEMPERATURA REVENIMENTO (°C)
13	628	735	0.85	33.7	592
14	608	736	0.83	33.7	592
15	659	755	0.87	33.3	587
16	632	740	0.85	33.1	587
17	650	765	0.85	33.5	590
18	642	764	0.84	33.1	590

Na Tabela 14 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de tração longitudinal para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “D”.

Tabela 14 - Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “D”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento			
Etapa	Parâmetros	D	
Têmpera	T (°C)	890	
	objetivado		
	t (min)	50	
Revenimento	objetivado		
	T (°C)	540 /	
	mín / máx	570	
	t (min)	50	
	objetivado		

Tubo	METAL DE BASE / BASE METAL				Média
	LE Mpa	LR Mpa	LE/LR	AI %	TEMPERATURA REVENIMENTO (°C)
19	688	804	0.86	30.3	561
20	663	776	0.85	34.1	567
21	679	788	0.86	29.9	567
22	664	781	0.85	33.9	554
23	685	797	0.86	30.1	551
24	681	789	0.86	31.5	552

Na Tabela 15 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de tração longitudinal para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “E”.

Tabela 15 - Resultados dos testes de tração longitudinal para tratamento térmico conforme parâmetros “E”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento					
Etapa	Parâmetros				E
Têmpera	T (°C)				890
	objetivado				
	t (min)				50
Revenimento	T (°C)				465 /
	mín / máx				495
	t (min)				50
	objetivado				

METAL DE BASE / BASE METAL					Média
Tubo	LE Mpa	LR Mpa	LE/LR	Al %	TEMPERATURA REVENIMENTO (°C)
25	880	983	0.90	26.4	469
26	859	955	0.90	28.1	475
27	880	976	0.90	25.8	472
28	850	954	0.89	27.8	469
29	868	958	0.91	29.7	478
30	863	968	0.89	29.7	481

Com o objetivo de visualizar os resultados e assim poder estabelecer uma relação entre os parâmetros de tratamento térmico utilizados (temperatura de revenimento) e as propriedades mecânicas obtidas, foi criado um gráfico de Limite de escoamento versus temperatura de revenimento. Na Figura 46 são representados esses resultados. Pode-se observar uma queda na resistência mecânica em função do aumento da temperatura de revenimento.

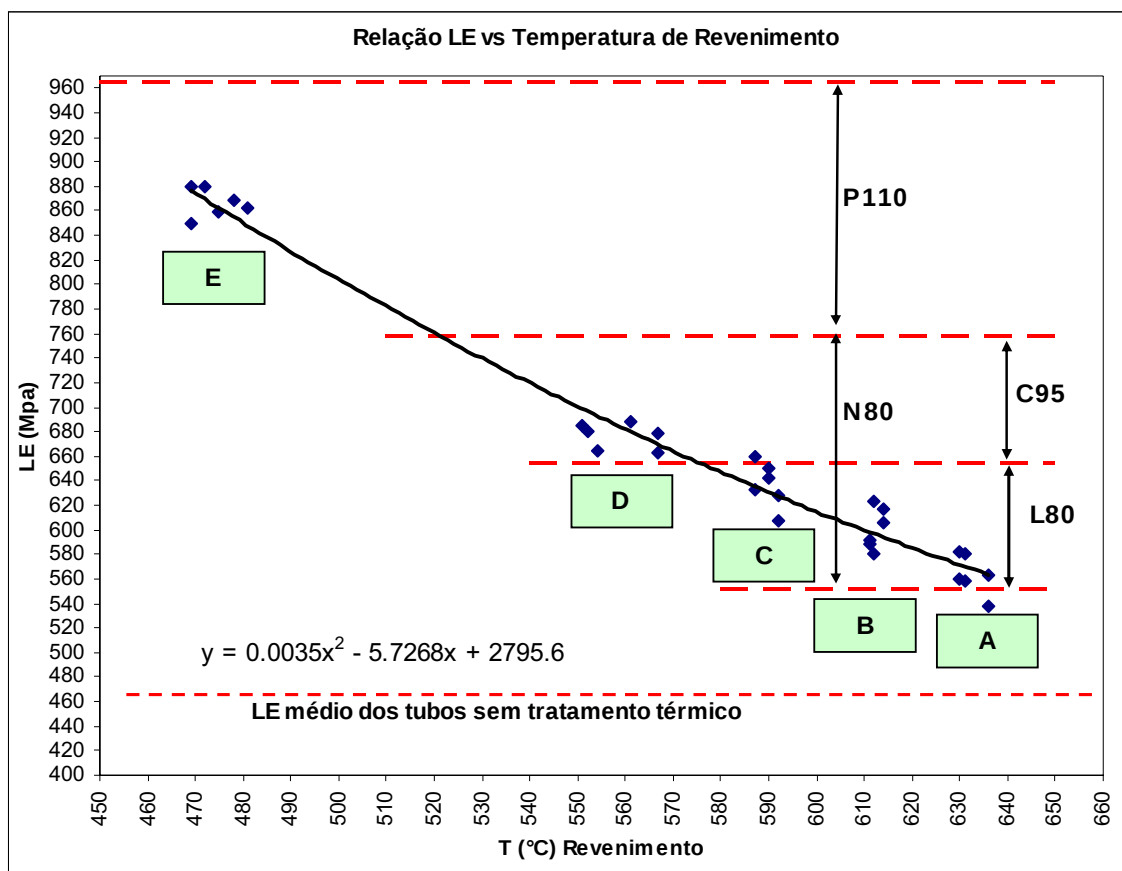


Figura 46 – Gráfico de Limite de escoamento versus temperatura de revenimento para gruas tratados em diversas temperaturas de revenimento.

A matéria-prima utilizando um projeto de liga ao boro mostrou-se eficaz para para fabricação de tubos OCTG tratados termicamente, objetivando os graus N80 Q, L80 1, C95 e P110 PSL1. Os resultados de temperabilidade e testes mecânicos atingiram o especificado pela API 5CT.

Devido a grande afinidade do boro em combinar-se com o oxigênio e nitrogênio, a proteção do boro contra a oxidação e precipitação na forma de nitretos e carboboretos é de grande importância, pois é fundamental a presença de boro livre para segregar nos contornos de grão. As práticas de aciaria e as quantidades adicionadas de boro são fundamentais para maximizar o efeito do boro. No desenho da composição química objetiva-se uma relação $Ti/N > 3,5$ a fim de garantir efetividade do boro.

Analisando a aplicação dos tratamentos térmicos para distintos graus, tem-se:

O grau N80 tipo Q se encontraria aprovado utilizando o parâmetro “B”. Todos os resultados obtidos estão dentro dos limites especificados para o grau N80 conforme norma API 5CT. Porém, para que os resultados não fiquem tão próximos do limite inferior estabelecido pela norma, sugere-se uma diminuição na temperatura de revenimento para 585 °C objetivado.

O grau L80 tipo 1 se encontraria aprovado utilizando o parâmetro “B”. Assim, a temperatura ideal sugerida para o tratamento térmico do grau L80 é 610 °C objetivado. Todos os resultados obtidos estão dentro dos limites especificados para o grau L80 tipo 1, conforme norma API 5CT.

O grau C95 se encontraria aprovado utilizando-se um novo parâmetro. Assim, a temperatura ideal sugerida para o tratamento térmico do grau C95 é de 550 °C.

O grau P110 se encontraria aprovado utilizando o parâmetro “E”. Assim, a temperatura ideal sugerida para o tratamento térmico do grau P110 é de 480 °C objetivado. Todos os resultados obtidos estão dentro dos limites especificados para o grau P110, conforme norma API 5CT.

4.2.3. Testes de Impacto Charpy

Os resultados de energia absorvida foram obtidos através dos ensaios de impacto Charpy realizados nos tubos após o revenimento. Os ensaios de impacto foram realizados conforme item 3.4.3. Os tubos foram tratados termicamente conforme Tabela 7.

Na Tabela 16 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de impacto Charpy para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “A”.

Tabela 16 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “A”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapas	Parâmetros	A
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	objetivado	
	T (°C)	620 /
	mín / máx	650
	t (min)	50
	objetivado	

		METAL DE BASE (J)				SOLDA (J)				% FRATURA DÚTIL METAL DE BASE			
TEMP °C	TUBO N°	1	2	3	MED	1	2	3	MED	1	2	3	MED
0	1	112	107	108	109	114	91	115	107	100	100	100	100
0	2	101	114	111	109	115	114	112	114	100	100	100	100
0	3	111	113	104	109	118	112	115	115	100	100	100	100

Na Tabela 17 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de impacto Charpy para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “B”.

Tabela 17 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “B”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapas	Parâmetros	B
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	objetivado	
	T (°C)	600 /
	mín / máx	620
	t (min)	50
	objetivado	

Tabela 17 (continuação) - Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “B”.

TEMP °C	TUBO Nº	METAL DE BASE (J)				SOLDA (J)				% FRATURA DÚTIL METAL DE BASE			
		1	2	3	MED	1	2	3	MED	1	2	3	MED
0	1	91	88	102	94	97	58	105	87	100	100	100	100
0	2	102	104	107	104	90	90	90	90	100	100	100	100
0	3	111	104	102	106	104	100	103	102	100	100	100	100

Na Tabela 18 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de impacto Charpy para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “C”.

Tabela 18 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “C”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento			
Etapa	Parâmetros	C	
Têmpera	T (°C)	890	
	objetivado		
	t (min)	50	
Revenimento	objetivado		
	T (°C)	570 /	
	mín / máx	600	
	t (min)	50	
	objetivado		

TEMP °C	TUBO Nº	METAL DE BASE (J)				SOLDA (J)				% FRATURA DÚTIL METAL DE BASE			
		1	2	3	MED	1	2	3	MED	1	2	3	MED
0	1	89	80	91	87	76	79	70	75	100	100	100	100
0	2	82	85	83	83	71	77	74	74	100	100	100	100
0	3	90	86	86	87	92	94	88	91	100	100	100	100

Na Tabela 19 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de impacto Charpy para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “D”.

Tabela 19 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “D”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento													
Etapa		Parâmetros								D			
Têmpera		T (°C)								890			
		objetivado											
		t (min)								50			
Revenimento		T (°C)								540 /			
		mín / máx								570			
		t (min)								50			
		objetivado											

		METAL DE BASE (J)				SOLDA (J)				% FRATURA DÚTIL METAL DE BASE			
TEMP °C	TUBO Nº	1	2	3	MED	1	2	3	MED	1	2	3	MED
0	1	86	88	82	85	82	88	86	85	100	100	100	100
0	2	92	102	94	96	96	66	86	83	100	100	100	100
0	3	82	82	82	82	92	92	76	87	100	100	100	100

Na Tabela 20 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de impacto Charpy para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “E”.

Tabela 20 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy para tratamento térmico conforme parâmetros “E”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento													
Etapa		Parâmetros								E			
Têmpera		T (°C)								890			
		objetivado											
		t (min)								50			
Revenimento		T (°C)								465 /			
		mín / máx								495			
		t (min)								50			
		objetivado											

		METAL DE BASE (J)				SOLDA (J)				% FRATURA DÚTIL METAL DE BASE			
TEMP °C	TUBO Nº	1	2	3	MED	1	2	3	MED	1	2	3	MED
0	1	74	72	68	71	74	60	57	64	100	100	100	100
0	2	73	70	69	71	67	71	62	67	100	100	100	100
0	3	64	64	64	64	72	72	73	72	100	100	100	100

Analisando-se os resultados pode-se verificar que a tenacidade obtida é elevada mesmo para temperaturas de revenimento mais baixas como é para o caso do tratamento térmico utilizando parâmetros “E”. Todas as amostras apresentaram fratura dúctil de 100% no metal de base. Pode-se observar uma queda no valor de energia absorvida com a diminuição da temperatura de revenimento e consequente aumento da resistência.

O critério de aceitação de mínima energia absorvida na linha de solda para o ensaio de charpy em tubos do grau N80 tipo Q, L80 tipo 1 e C95 utilizando corpos de prova com dimensão de 10 x 10 x 55 mm é de 14J, e para o grau P110 é de 20J. Como para estes ensaios foram utilizados corpos de prova com dimensões de 10 x 7,5 x 55, em função da espessura do tubo, utilizou-se um fator de 0,80 para redução do critério de aceitação, conforme API 5CT (API, 2004). Portanto o critério de mínima energia absorvida foi reduzido de 14J para 11J mínimo para os graus N80 tipo Q, L80 tipo 1 e C95, e de 20J para 16J mínimo, para o grau P110.

Analisando-se os resultados obtidos em todos os ensaios realizados e também levando em consideração os requisitos de energia absorvida específico para cada grau, pode-se verificar que não há restrições de uso de nenhum parâmetro de tratamento térmico para qualquer que seja o grau objetivado, sendo estes: N80 tipo Q, L80 tipo 1, C95 e P110.

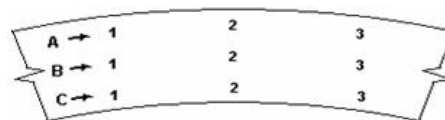
4.2.4. Testes de Dureza

Com objetivo de verificar o efeito do tratamento térmico de revenimento, foram retiradas diversas amostras, para avaliação da dureza após o tratamento térmico, no metal base na posição 90° da solda. Os ensaios de dureza foram realizados conforme item 3.4.4.2. Os resultados são apresentados a seguir na Tabela 21.

Na Tabela 21 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de dureza para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “A”.

Tabela 21 - Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “A”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	A
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	620 /
	mín / máx	650
	t (min)	50
	objetivado	



Pontos de indentação para o ensaio de dureza.

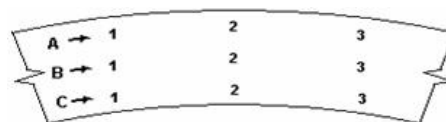
Resultados obtidos de dureza em Rockwell B (HRB)

ID	LINHA "A"				LINHA "B"				LINHA "C"			
	1	2	3	MED	1	2	3	MED	1	2	3	MED
1	94.7	93.6	94.3	94.2	95.1	94.0	95.1	94.7	95.3	93.8	93.8	94.3
2	94.4	94.0	94.0	94.1	94.5	95.0	94.9	94.8	93.5	94.6	94.4	94.2
3	93.1	95.4	95.8	94.8	94.5	95.5	94.4	94.8	93.6	94.4	95.0	94.3

Na Tabela 22 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de dureza para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “B”.

Tabela 22 - Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “B”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	B
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	600 /
	mín / máx	620
	t (min)	50
	objetivado	



Pontos de indentação para o ensaio de dureza.

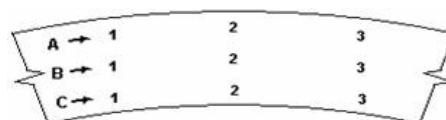
Resultados obtidos de dureza em Rockwell B (HRB)

ID	LINHA "A"				LINHA "B"				LINHA "C"			
	1	2	3	ME D	1	2	3	ME D	1	2	3	ME D
1	95.8	96.8	95.6	96.1	95.9	93.5	96.1	95.2	95.5	94.0	95.8	95.1
2	94.1	95.2	95.4	94.9	95.5	96.3	96.3	96.0	95.3	96.1	96.0	95.8
3	97.0	96.0	96.9	96.6	98.0	97.6	97.7	97.8	97.8	97.5	97.9	97.7

Na Tabela 23 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de dureza para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “C”.

Tabela 23 - Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “C”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	C
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	objetivado	
	T (°C)	570 /
	mín / máx	600
	t (min)	50
	objetivado	



Pontos de indentação para o ensaio de dureza.

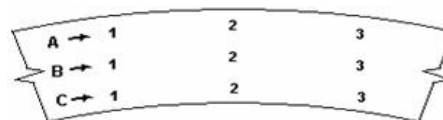
Resultados obtidos de dureza em Rockwell C (HRC)

ID	LINHA "A"				LINHA "B"				LINHA "C"			
	1	2	3	MED	1	2	3	MED	1	2	3	MED
1	20.5	20.5	21.5	20.8	21.1	21.2	21.2	21.2	20.0	20.0	20.5	20.2
2	21.1	20.0	22.6	21.2	22.2	22.2	22.9	22.4	20.0	21.2	21.0	20.7
3	20.0	20.9	21.3	20.7	22.2	22.9	22.1	22.4	21.5	21.9	20.4	21.3

Na Tabela 24 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de dureza para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “D”.

Tabela 24 - Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “D”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	D
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	objetivado	
	T (°C)	540 /
	mín / máx	570
	t (min)	50
	objetivado	



Pontos de indentação para o ensaio de dureza.

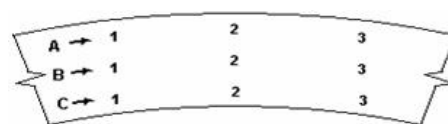
Resultados obtidos de dureza em Rockwell C (HRC)

ID	LINHA "A"				LINHA "B"				LINHA "C"			
	1	2	3	MED	1	2	3	MED	1	2	3	MED
1	22.3	23.3	23.3	23.0	23.0	23.0	22.7	22.9	22.8	23.2	22.6	22.9
2	22.3	21.7	22.1	22.0	22.1	22.0	23.2	22.4	21.2	22.5	21.5	21.7
3	22.3	23.3	23.3	23.0	23.0	23.0	22.7	22.9	22.8	23.2	22.6	22.9

Na Tabela 25 são apresentados os resultados obtidos através do ensaio de dureza para os tubos tratados termicamente conforme parâmetros “E”.

Tabela 25 - Resultados dos ensaios de dureza para tratamento térmico conforme parâmetros “E”.

Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	E
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	465 /
	mín / máx	495
	t (min)	50
	objetivado	



Pontos de identificação para o ensaio de dureza.

Resultados obtidos de dureza em Rockwell C (HRC)

ID	LINHA "A"				LINHA "B"				LINHA "C"			
	1	2	3	MED	1	2	3	MED	1	2	3	MED
1	30.1	29.0	29.0	29.4	29.2	29.6	30.2	29.7	30.1	30.5	30.3	30.3
2	29.2	29.0	29.9	29.4	29.3	29.6	30.1	29.7	29.4	29.5	28.8	29.2
3	30.0	29.2	29.5	29.6	30.5	31.2	31.6	31.1	30.7	31.1	30.9	30.9

Pode-se observar que ocorre um aumento da dureza a medida em que se diminui a temperatura de revenimento. O grau L80 Tipo 1 possui um requisito conforme API 5CT que é de no máximo 23 HRC. Dessa forma os tratamentos térmicos utilizando os parâmetros D e E estão descartados para essa aplicação.

4.2.5. Análise microestrutural

Com objetivo de verificar-se o efeito do tratamento térmico de têmpera, uma das amostras utilizadas para realização do ensaio de temperabilidade (ver item 4.2.1) foi preparada e atacada superficialmente com Nital 2,5%, conforme procedimento experimental descrito no item 3.4.5. Nas Figuras 47 e 48, pode-se observar com distintos aumentos (200X e 1000X respectivamente) a microestrutura obtida após tratamento térmico de têmpera. A microestrutura é predominantemente martensítica ao longo de toda a espessura de parede do tubo, com possível presença de austenita retida. A presença de martensita ao longo de toda a espessura do tubo explica os elevados resultados de dureza encontrados nos testes de temperabilidade. Os testes de temperabilidade visaram avaliar a dureza do material (em Rockwell C) ao longo de toda a espessura do tubo, através do mapeamento da dureza em um anel de tubo retirado após o resfriamento brusco. A dureza média resultante de todos os ensaios de dureza realizados foi de aproximadamente $46,6 \pm 0,4$ HRC. Utilizando-se a Equação 9 e os resultados de composição química, a dureza equivalente a 90% de transformação martensítica seria 42,7 HRC. Dessa forma pode-se afirmar que a microestrutura martensítica observada ao longo de toda espessura de parede do tubo ratifica os resultados de alta temperabilidade do material ligado ao boro, e conseqüentemente, os parâmetros de processo (890°C à 50 min) utilizados.

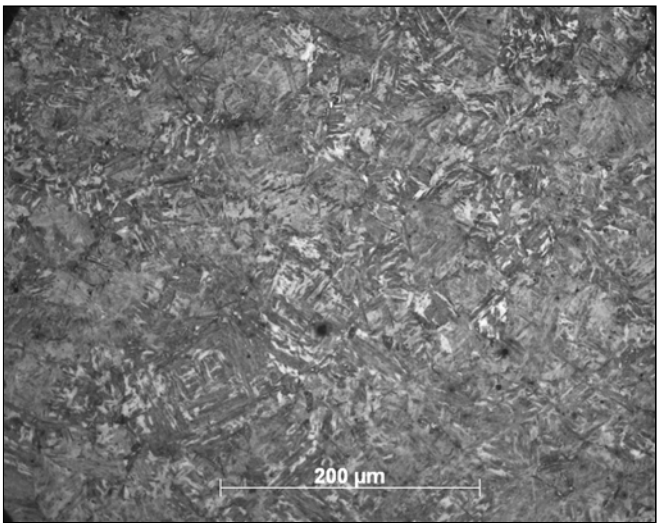
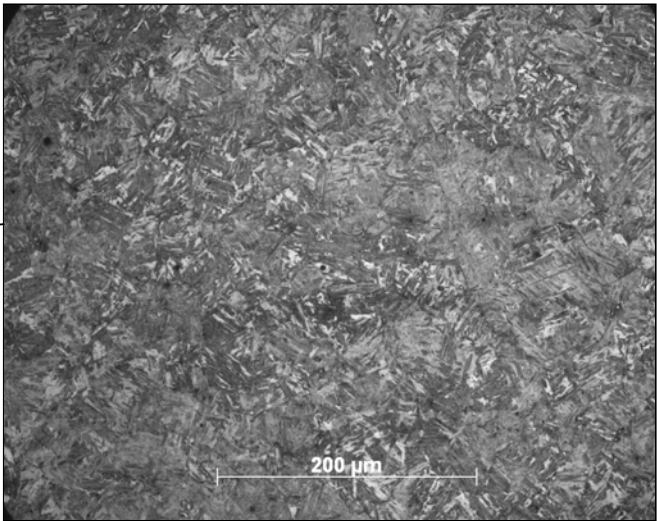
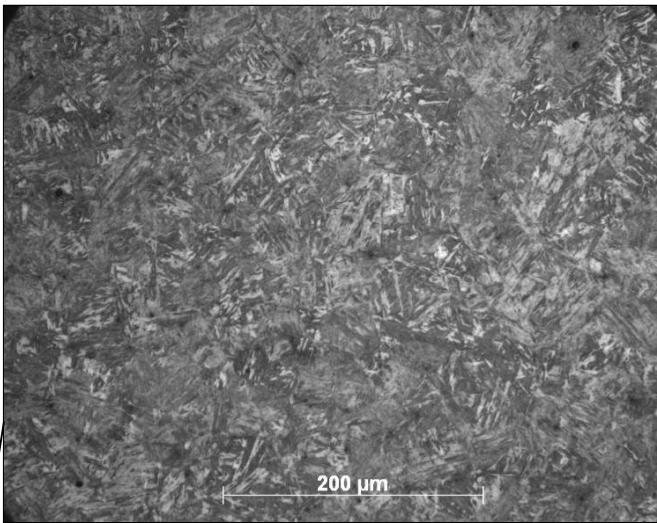
Após o processo de revenimento dos tubos utilizando-se os parâmetros A, B, C, D e E (conforme Tabela 7), foi selecionado uma das amostras de dureza representando cada parâmetro de processo utilizado. Cada uma dessas amostras foram preparadas e atacadas superficialmente com Nital 2,5%, conforme procedimento experimental descrito no item 3.4.5. Nas Figuras 49 e 50, pode-se observar com distintos aumentos (200X e 1000X respectivamente) a microestrutura obtida após tratamento térmico de revenimento para o parâmetro A. Nas Figuras 51 e 52, pode-se observar com distintos aumentos (200X e 1000X respectivamente) a microestrutura obtida após tratamento térmico de revenimento para o parâmetro B. Nas Figuras 53 e 54, pode-se observar com distintos aumentos (200X e 1000X respectivamente) a microestrutura obtida após

tratamento térmico de revenimento para o parâmetro C. Nas Figuras 55 e 56, pode-se observar com distintos aumentos (200X e 1000X respectivamente) a microestrutura obtida após tratamento térmico de revenimento para o parâmetro D. Nas Figuras 57 e 58, pode-se observar com distintos aumentos (200X e 1000X respectivamente) a microestrutura obtida após tratamento térmico de revenimento para o parâmetro E. Pode-se observar que em todas as micrografias analisadas, a microestrutura é predominantemente constituída de martensita revenida em formas de agulhas finas ao longo de toda a espessura do tubo, com possível presença de austenita retida. O revenimento teve como objetivo aliviar as tensões internas do material, reduzir o limite de escoamento e aumentar a tenacidade do material tratado. O alívio de tensão permite a transformação da martensita em martensita revenida, como pode ser observado comparando-se as microestruturas após têmpera e após revenimento. Comparando-se as microestruturas obtidas após o revenimento utilizando-se os parâmetros A, B, C, D, e E, não é possível verificar variações significativas na morfologia e tamanho de grão, de forma que seja possível justificar as variações de propriedades mecânicas encontradas (resistência mecânica, tenacidade e dureza). Entretanto, é possível afirmar que os parâmetros utilizados obtiveram resultados bem sucedidos, uma vez que observa-se uma transformação na microestrutura de martensita para martensita revenida após revenimento em distintas temperaturas, e observa-se também que, em função do aumento da temperatura de revenimento, há uma queda gradativa na resistência mecânica e dureza, e consequente aumento na tenacidade do material.

Figura 47 - Análise Microestrutural após Têmpera. Aumento de 200X.

A microestrutura é predominantemente martensítica com possível presença de austenita retida, ao longo de toda a espessura do tubo.

Esses resultados mostram que o material ligado ao boro apresenta alta temperabilidade, pois a microestrutura martensítica apresenta-se homogeneamente ao longo de toda a espessura. Estes resultados estão alinhados a alta dureza encontrada no material temperado.

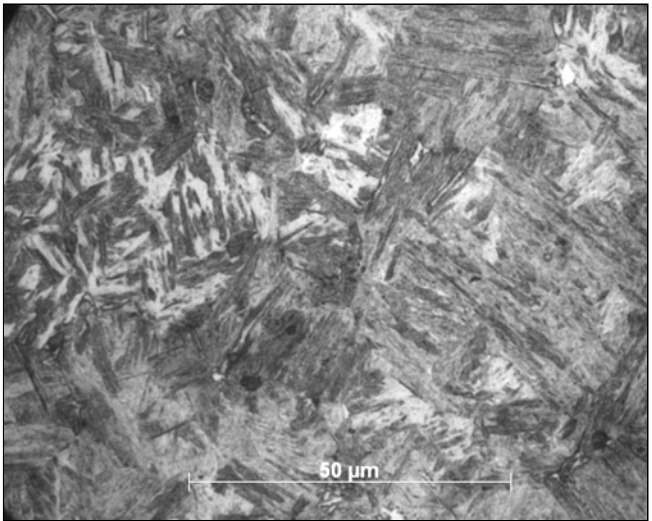
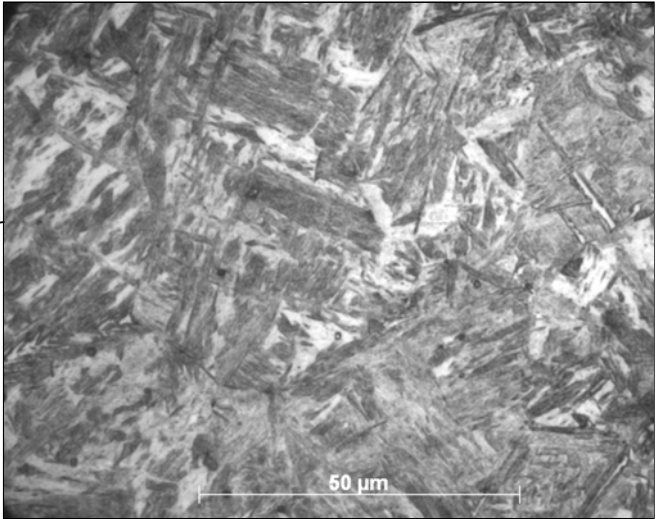
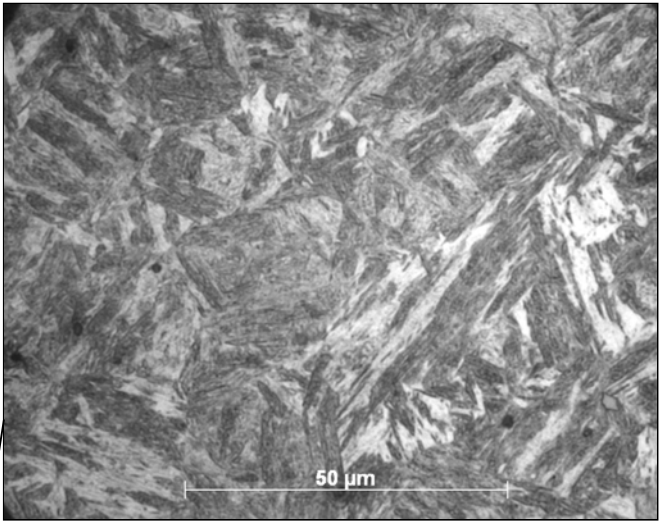


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapas	Parâmetros	Todos
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 48 - Análise Microestrutural após Têmpera. Aumento de 1000X.

A microestrutura é predominantemente martensítica com possível presença de austenita retida, ao longo de toda a espessura do tubo.

Esses resultados mostram que o material ligado ao boro apresenta alta temperabilidade, pois a microestrutura martensítica apresenta-se homogeneamente ao longo de toda a espessura. Estes resultados estão alinhados a alta dureza encontrada no material temperado.

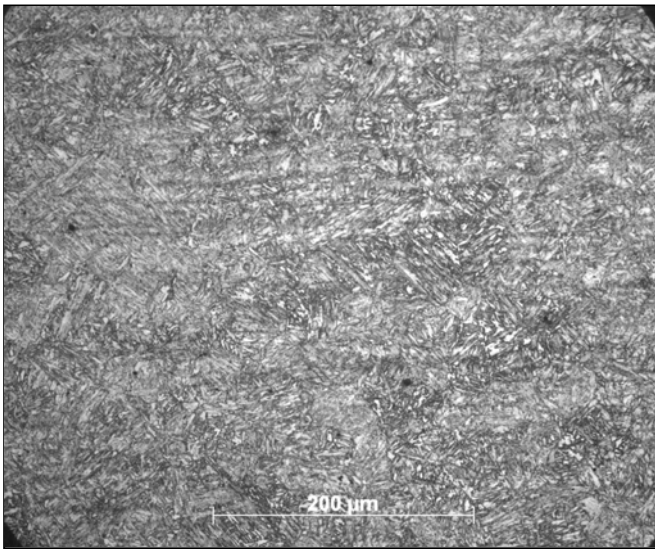
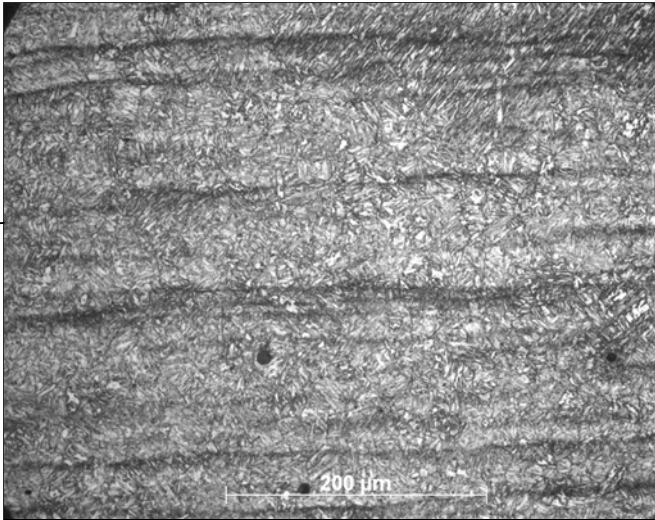
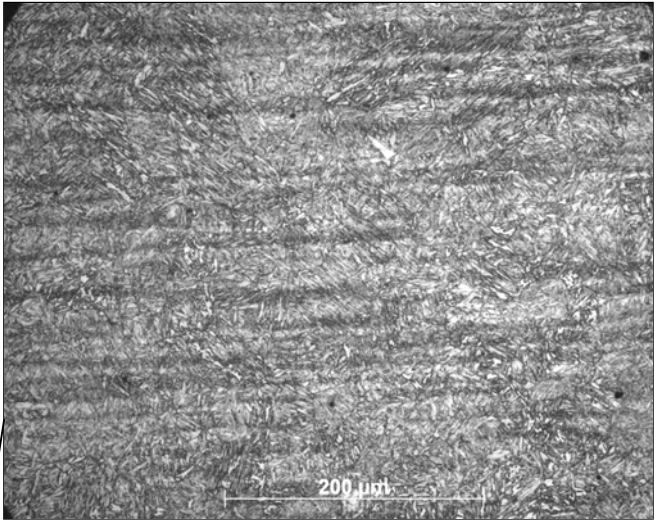
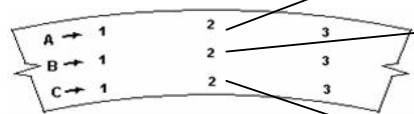


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	Todos
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 49 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo A
Aumento de 200X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.

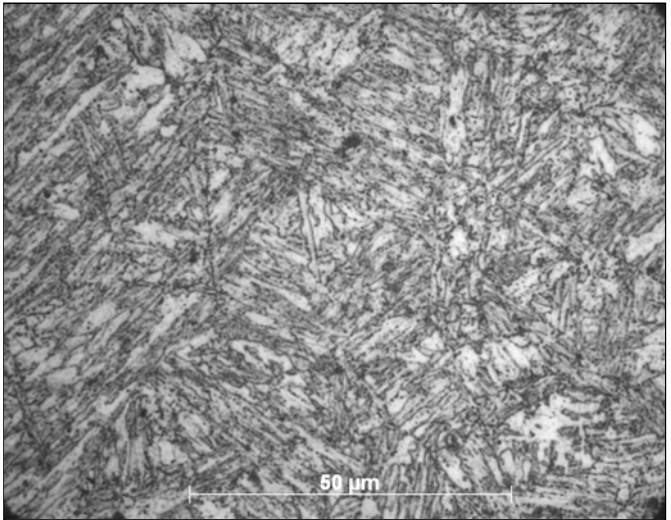
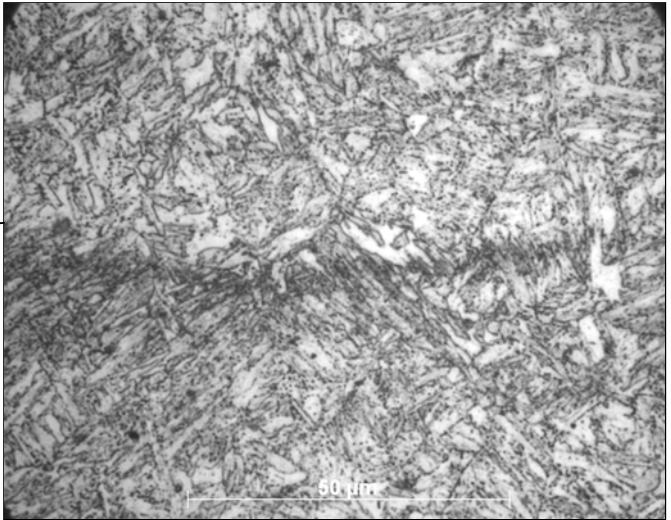
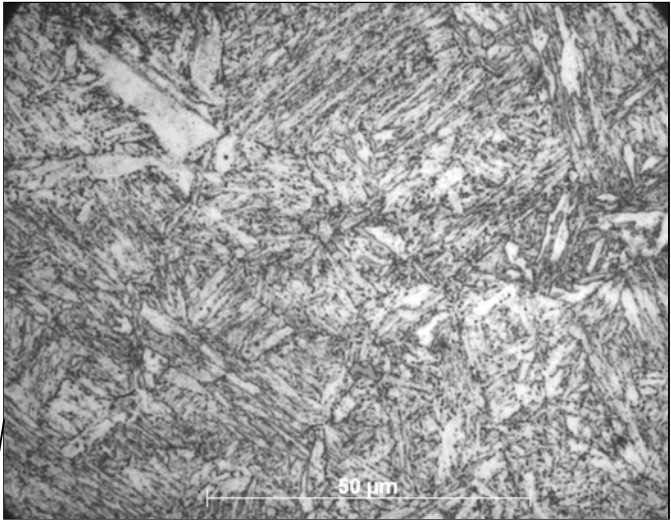
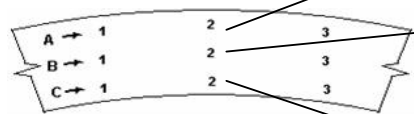


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	A
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	620 /
	mín / máx	650
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 50 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo A
Aumento de 1000X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.

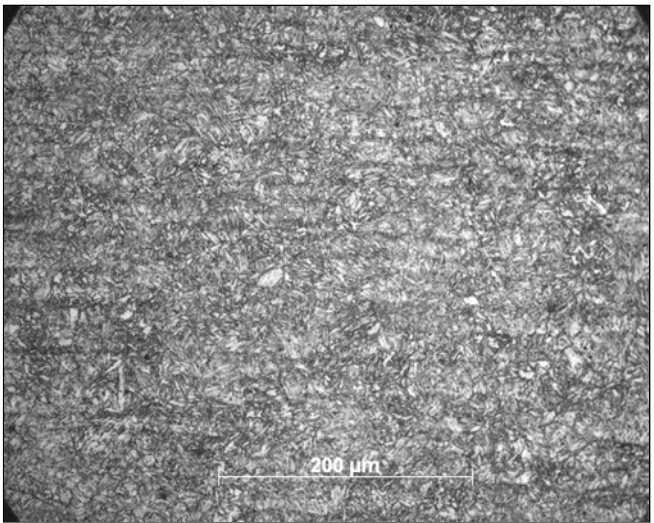
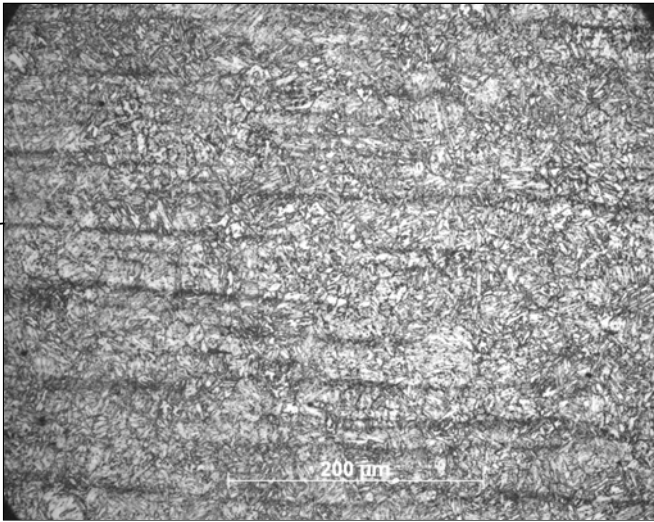
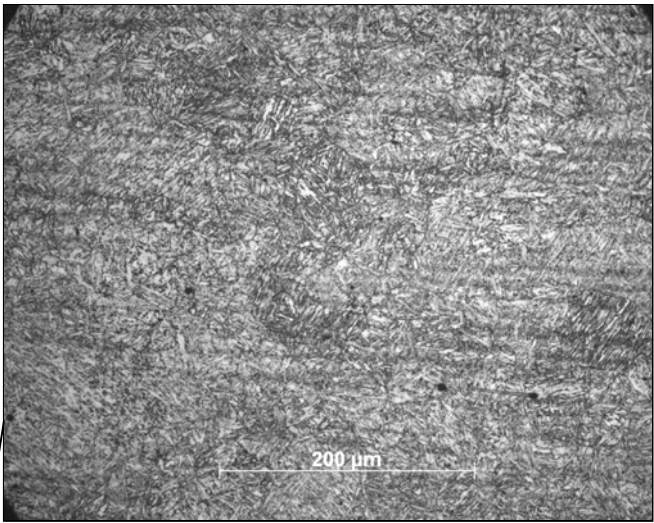
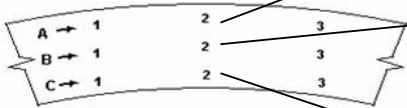


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	A
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	620 /
	mín / máx	650
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 51 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo B
Aumento de 200X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.

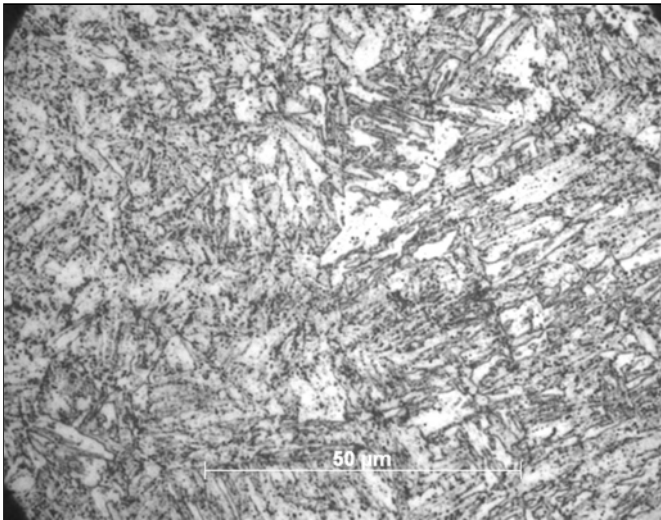
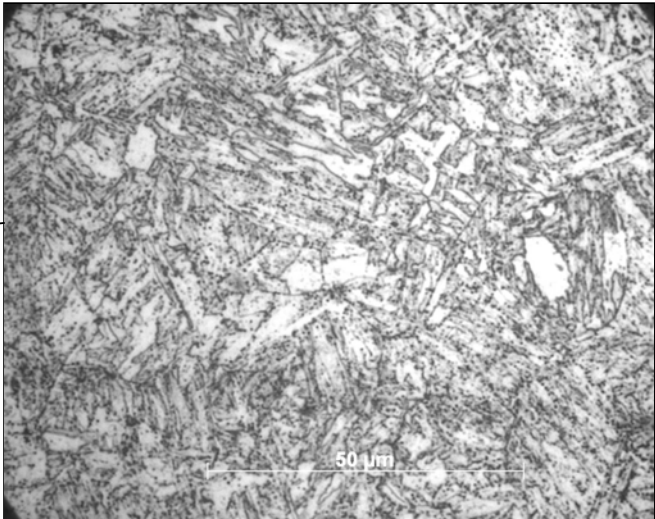
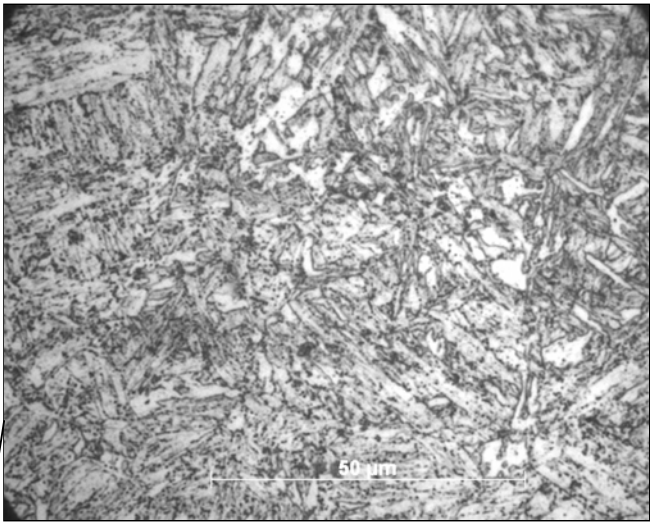
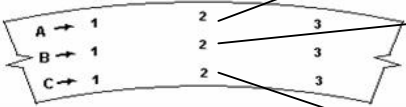


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	B
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	600 /
	mín / máx	620
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 52 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo B
Aumento de 1000X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.

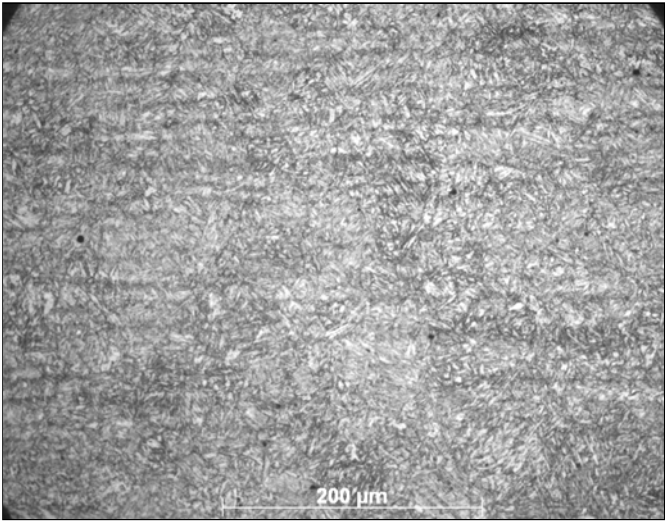
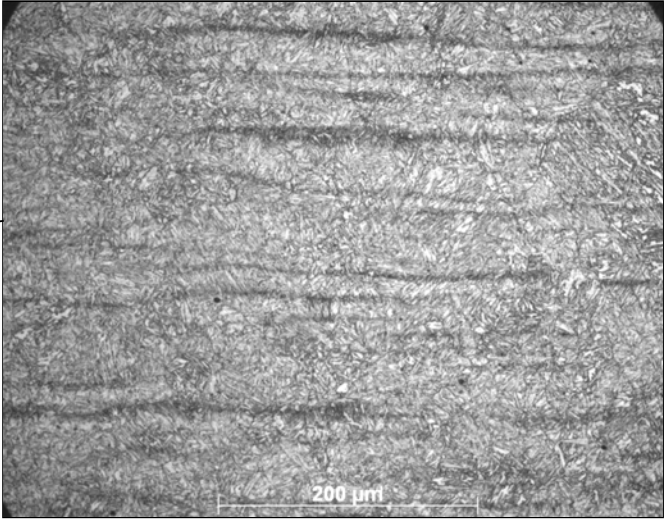
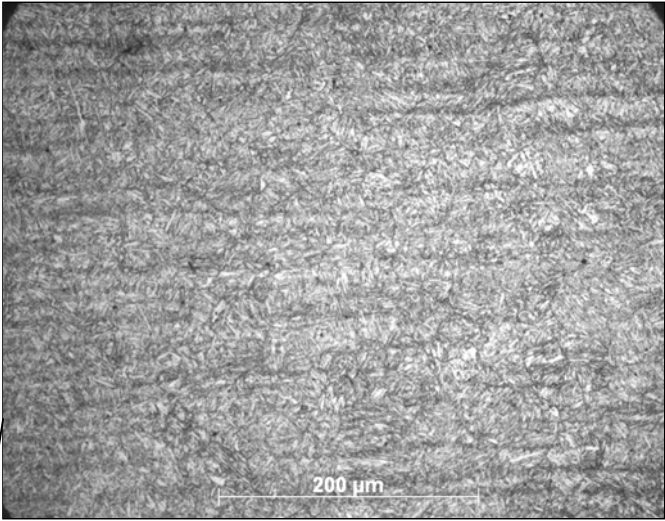
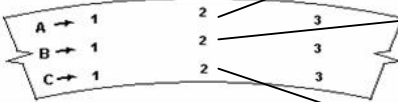


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	B
Têmpera	T (°C)	890
	t (min)	50
	objetivado	
Revenimento	T (°C)	600 /
	mín / máx	620
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 53 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo C
Aumento de 200X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.

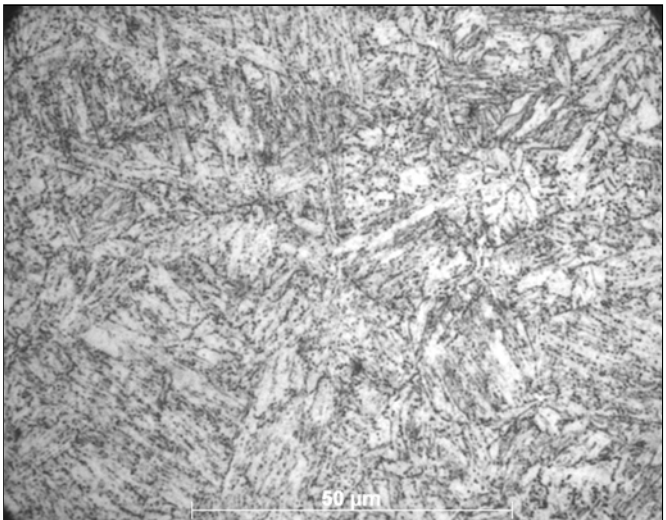
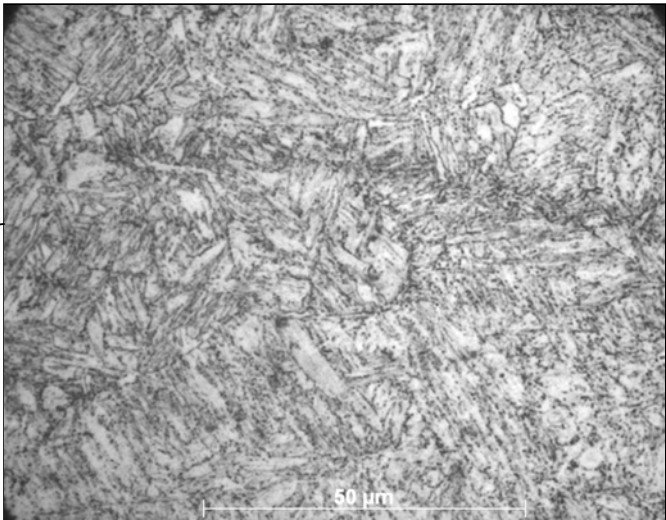
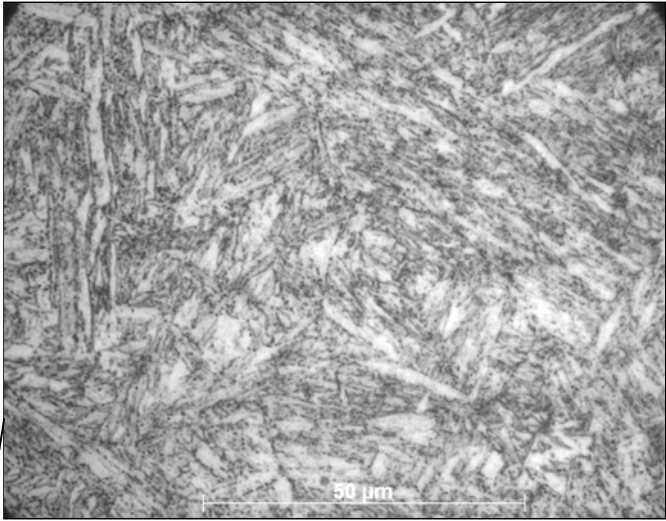
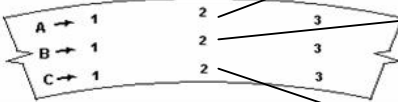


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	C
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	objetivado	
	T (°C)	570 /
	mín / máx	600
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 54 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo C
Aumento de 1000X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.

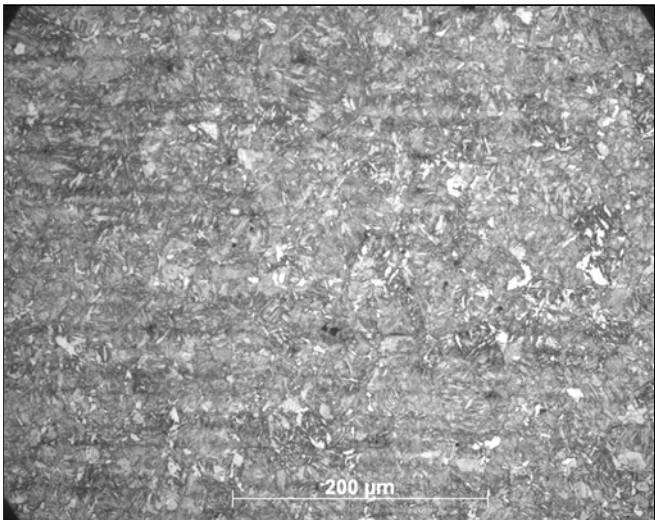
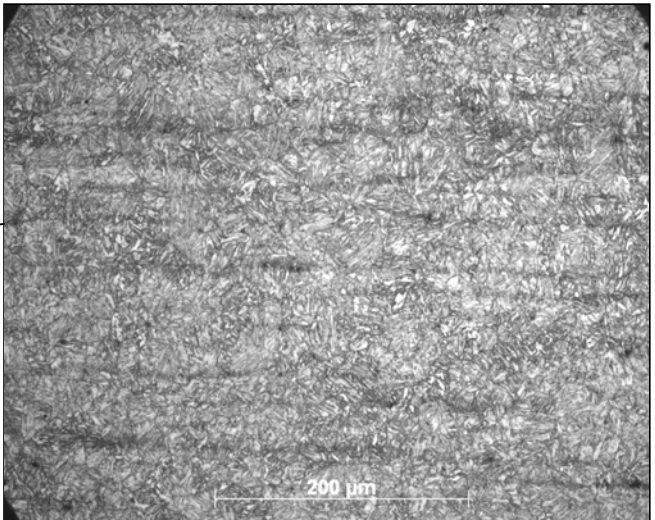
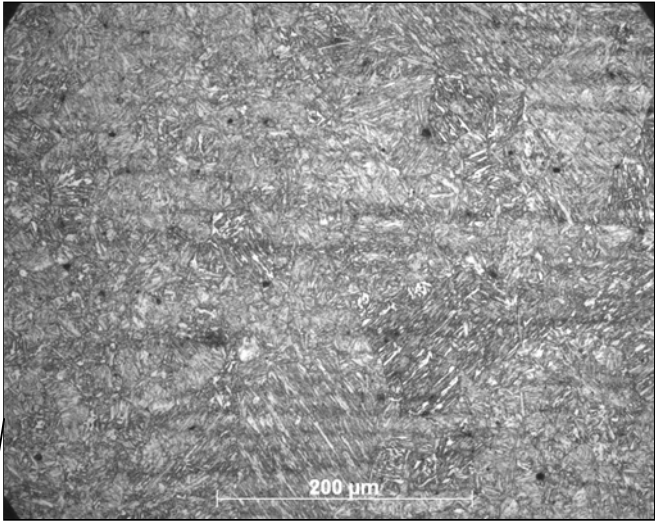
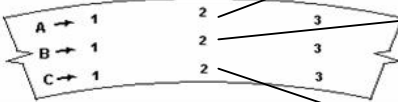


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	C
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	570 /
	mín / máx	600
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 55 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo D
Aumento de 200X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.

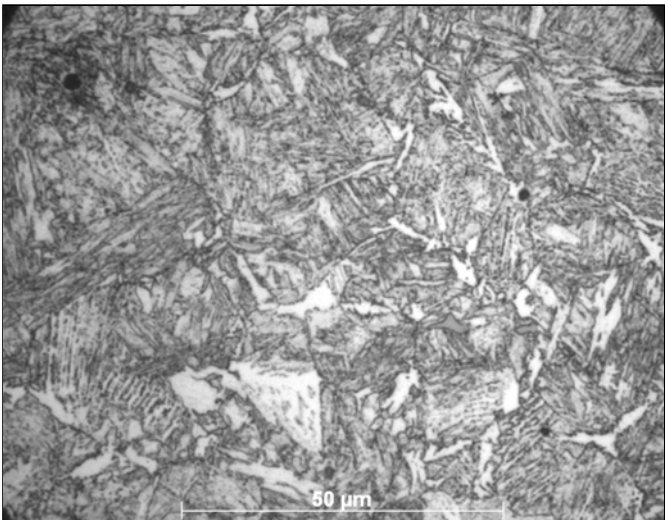
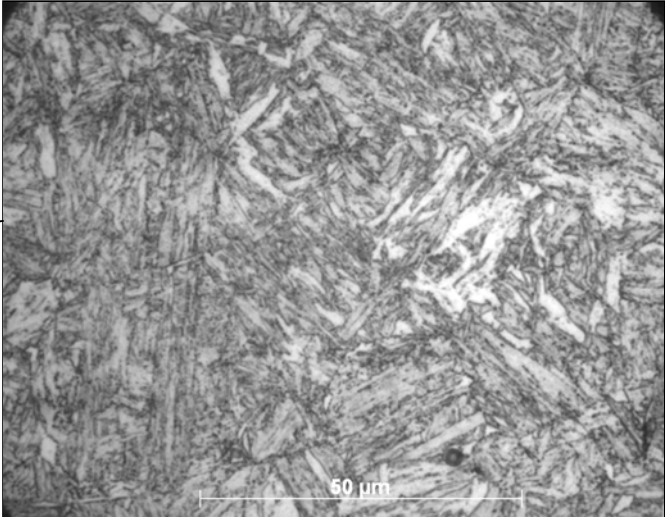
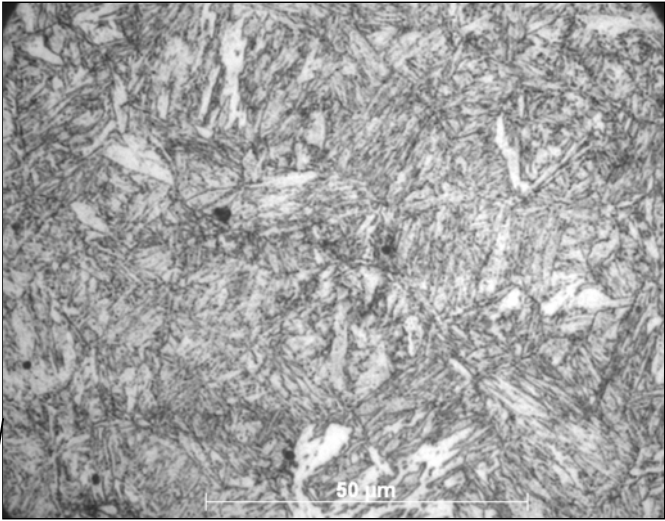
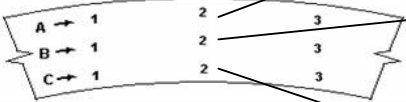


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	D
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	objetivado	
	T (°C)	540 /
	mín / máx	570
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 56 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo D
Aumento de 1000X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.

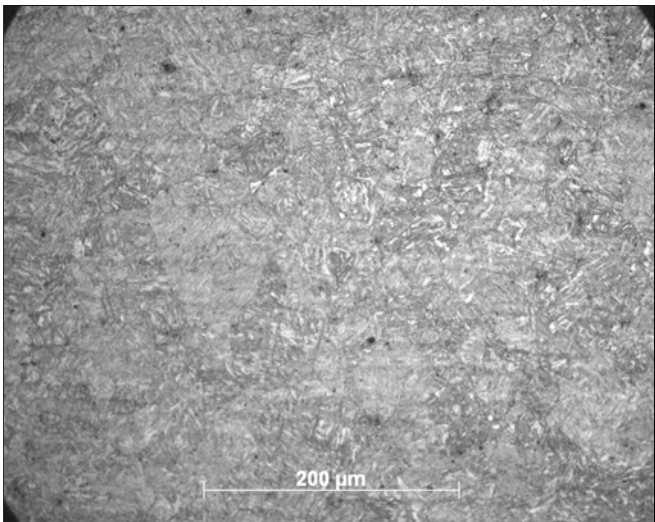
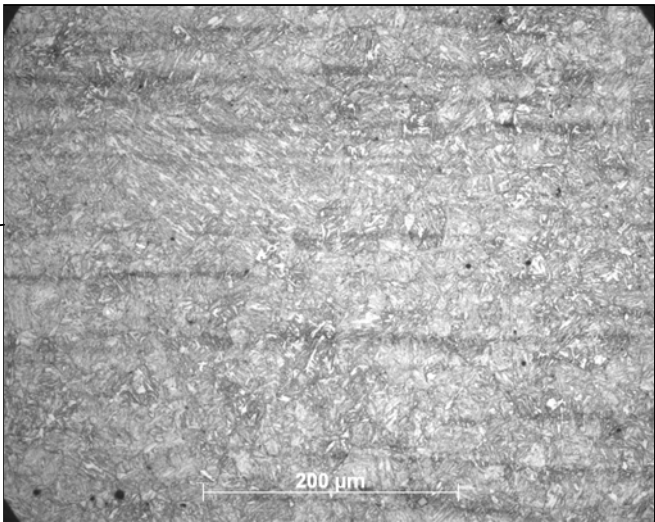
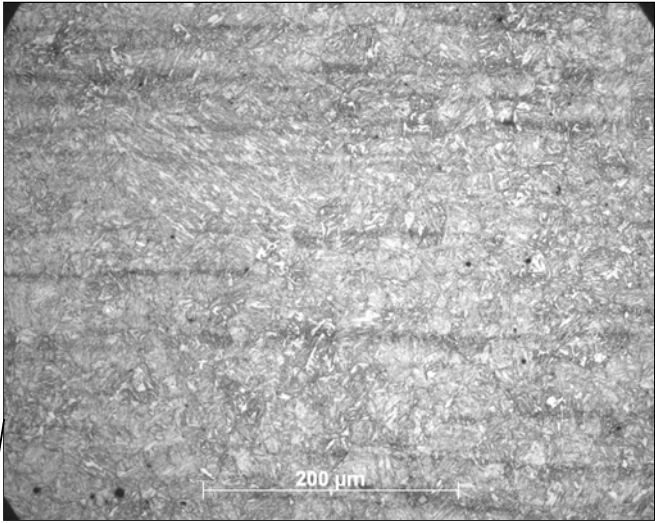
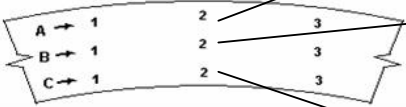


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	D
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	objetivado	
	T (°C)	540 /
	mín / máx	570
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 57 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo E
Aumento de 200X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.

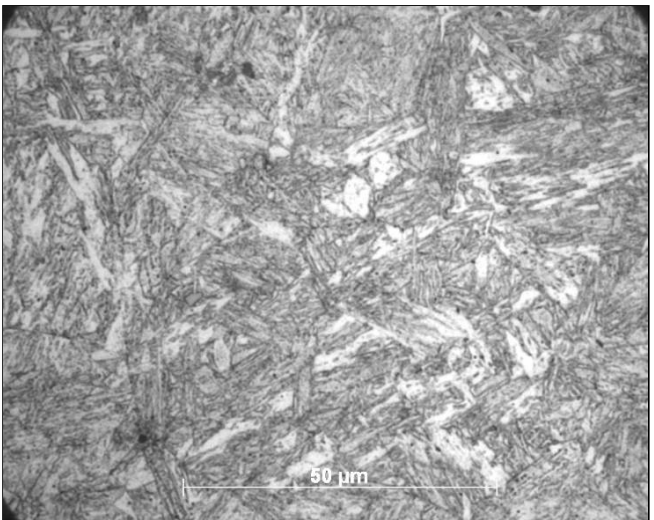
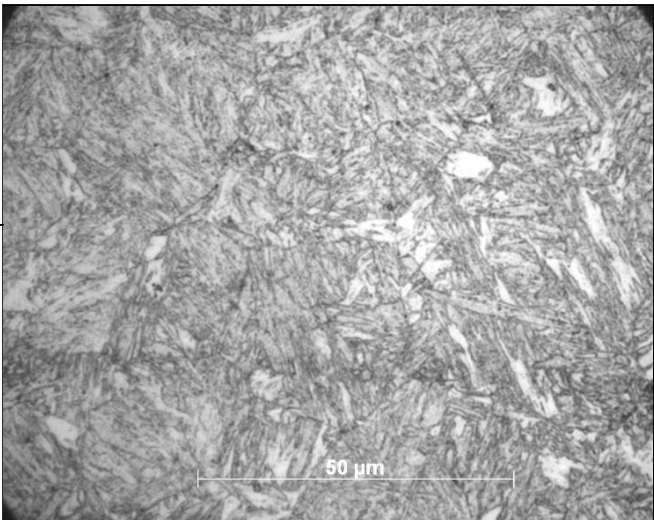
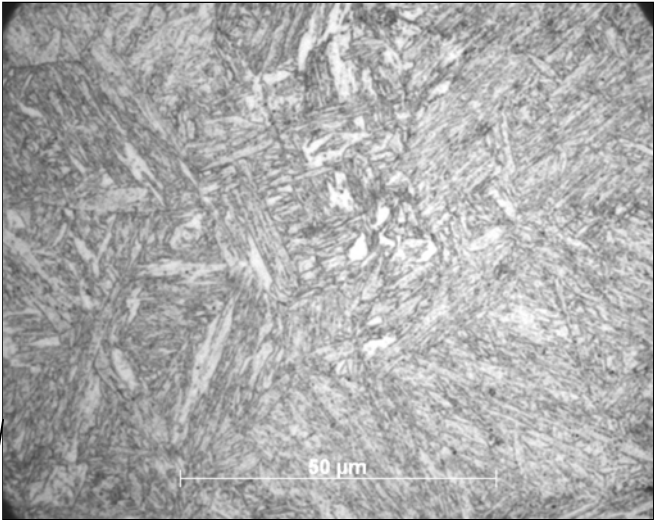
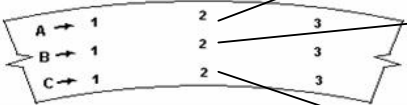


Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	E
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	465 /
	min / máx	495
	t (min)	50
	objetivado	

Figura 58 - Análise Microestrutural após
Têmpera e Revenimento – Processo E
Aumento de 1000X.

A microestrutura predominante é de
martensita revenida com possível
presença de austenita retida, ao longo
de toda a espessura do tubo.

Pode se observar uma microestrutura
em forma de agulhas finas.



Parâmetros para os processos de têmpera e revenimento		
Etapa	Parâmetros	E
Têmpera	T (°C)	890
	objetivado	
	t (min)	50
Revenimento	T (°C)	465 /
	mín / máx	495
	t (min)	50
	objetivado	

5. CONCLUSÕES

Considerando o projeto de liga da matéria-prima utilizando boro para fabricação de tubos OCTG tratados termicamente, por têmpera e revenimento, objetivando-se os graus N80 Q, L80 1, C95 e P110 PSL1, pode-se concluir que:

- a) os resultados de temperabilidade e testes mecânicos atingiram o especificado pela API 5CT;
- b) a partir de uma única composição química é possível otimizar os parâmetros de tratamento térmico focando em distintos produtos, aumentando a flexibilidade produtiva e reduzindo custos;
- c) é demonstrado que o efeito da alta temperabilidade do material ligado ao boro está relacionado à dois fatores importantes. O primeiro fator está relacionado ao projeto do aço, que objetivou o conteúdo de boro dentro de um intervalo otimizado entre 10 e 30 ppm de % em peso, ocasionando a segregação do boro nos contornos de grãos austeníticos e a precipitação de pequenos carbonetos. O segundo fator importante está relacionado aos parâmetros de temperatura e tempo de austenitização de 890°C e 50 minutos, respectivamente, que possibilitaram uma boa homogeneização da temperatura ao longo de todo o comprimento do tubo e garantiram a solubilização do boro e dos carbonetos de boro presentes no aço;
- d) quanto a aplicação dos tratamentos térmicos, e para garantia que todos os resultados obtidos estejam dentro dos limites especificados para o respectivo grau, conforme norma API 5CT:
 - o grau N80 tipo Q se encontraria aprovado utilizando o parâmetro “B”. Porém, para que os resultados não fiquem tão próximos do limite inferior estabelecido pela norma, sugere-se uma diminuição na temperatura de revenimento para 585 °C;
 - o grau L80 tipo 1 se encontraria aprovado utilizando o parâmetro “B”. Assim, a temperatura ideal sugerida para o tratamento térmico do grau L80 é 610 °C. Todos os

resultados obtidos estão dentro dos limites especificados para o grau L80 tipo 1 conforme norma API 5CT;

- o grau C95 se encontraria aprovado utilizando-se um novo parâmetro. Assim, a temperatura ideal sugerida para o tratamento térmico do grau C95 é de 550 °C;

- o grau P110 se encontraria aprovado utilizando o parâmetro “E”. Assim, a temperatura ideal sugerida para o tratamento térmico do grau P110 é de 480 °C. Todos os resultados obtidos estão dentro dos limites especificados para o grau P110 conforme norma API 5CT;

e) analisando-se os resultados dos ensaios de impacto, verificou-se que a tenacidade obtida é elevada mesmo para temperaturas de revenimento mais baixas, como é para o caso do tratamento térmico utilizando parâmetros “E”. Todas as amostras apresentaram fratura dúctil de 100%. Pode-se observar uma queda no valor de energia absorvida com a diminuição da temperatura de revenimento, com conseqüente aumento da resistência.

f) a microestrutura do material após têmpera é predominantemente martensítica com possível presença de austenita retida, ao longo de toda a espessura do tubo. Através da análise microestrutural verificou-se que o material ligado ao boro apresentou alta temperabilidade, pois a microestrutura martensítica apresentou-se homogeneamente ao longo de toda a espessura do tubo. Estes resultados estão alinhados com a alta dureza e resistência mecânica encontrada no material temperado.

g) após o revenimento a distintas temperaturas, pode-se observar através da análise microestrutural, que a microestrutura predominante é de martensita revenida com possível presença de austenita retida, ao longo de toda a espessura do tubo. A martensita se apresenta na forma de agulhas finas, o que garante que o material mantenha sua alta resistência mecânica e dureza, e ainda sim que se obtenha valores altos de tenacidade.

REFERÊNCIAS

ALLEN, D. K. **Metallurgy Theory and Practice**. American Technical Society, 1969, 663 p.

ANEEL, Disponível em:< [http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/atlas/pdf/07-Petroleo\(2\).pdf](http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/atlas/pdf/07-Petroleo(2).pdf)> , dez., 2008

API, **API 5CT 2005, ISO 11960:2004**, Petroleum and natural gas industries - Steel pipes for use as casing or tubing for wells. API, 2004

API, **API 5L Petroleum and natural gas industries—Steel pipe for pipeline transportation systems**, 42^o edition, out., 2007

ARAIN, A. **Heat Treatment and Toughness Behavior of Tool Steels (D2 and H13) for Cutting Blades**, University of Toronto, National Library of Canada, Code:0-612-45596-3, 1999

ASAHI, H. **Effects of Mo Addition and Austenitizing Temperature on Hardenability of Low Alloy B-added Steels**, ISIJ International, vol. 42, 2002, No. 10, p. 1150–1155.

ASSIS, F. P. **Tratamentos Térmicos de Aços**, Centro Universitário da FEI, 2006

ASTM, **ASTM A370 - 09 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**, 2009

ASTM, **ASTM A751-08 - Standard test methods, practices and terminology for chemical analysis of steel products**, 2008

BATISTA, G. Z.; NASCHPITZ, L.; SOUZA, L. G.; BOTT, I. S. **Curvamento a quente de tubos API 5L X80**, Rio Pipeline Conference & Exposition, 2005

BIBLIOTECA VIRTUAL DO GOVERNO DO ESTADO DE SÃO PAULO, Disponível em:< http://www.bibliotecavirtual.sp.gov.br/docs/pesq_petroleo.pdf>, dez., 2008

BRANDT, D. A.; WARNER, J.C. **Metallurgy Fundamentals**. The Gooheart-Willcox Company, 2005, 301p.

BROWN, A.; GARNISH J. D.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Metal Science**, 1974

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 7º Edição, 2002, 599p.

FEMOLYBDENUM JOURNAL, **Actual quantities of molybdenum supplied and consumed in Japan for first half 2008**, Disponível em: <<http://femolybdenum.blogspot.com/2008/12/actual-quantities-of-molybdenum.html>>, dez., 2008

GÖRLICH, H. K.; STEIN, G. **Archiv f. d. Eisenhüttenwesen**, 30, p.737, 1959

GRANGE, R. A.; GARVEY, T. M. Trans. ASM, 37, p. 136 (1946).

HAYES, D. J. **Proc. 14th Mechanical Working and Steel Processing Conference**, Chicago, 1972

IRVING, R. R. **Iron Age**, 222 (1979), p.39

JUNIOR, S. V.; CINTHO, O. M. **Técnicas metalográficas para caracterização microestrutural dos aços**, 2º Encontro de Engenharia e Tecnologia dos Campos Gerais, ago., 2008.

KAPADIA, B.M. **Hardenability Concepts with Applications to Steel**, AIME, 1978 p. 448.

KAPADIA, B. M.; BROWN, R. M.; MURPHY, J. M. **The influence of Nitrogen, Titanium, and Zirconium on the Boron hardenability effect in constructional alloy steels**, AIME, vol 242, 1968

KEON, S. R.; PICKERING, F. B. **Metal Science**, 11, 1977, 225 p.

LLEWELLYN, D. T.; COOK, W. T. **Metals Technology**, 1, p.517, 1974

MAITREPIERRE, PH.; et al, **“Hardenability Concepts with applications to Steel”**, AIME, 1978, p. 421.

MAITREPIERRE, PH.; ROFES-VERNIS, J.; THIEVELLIER, D. **Structure-Properties relationships in boron Steels**. AIME, 1979, p. 1.

MAITREPIERRE, PH.; THIEVELLIER D.; TRICOTT, R.; Heat Treatment 76, The Metals Society, p. 177, 1976.

MELLOY, G. F.; SLIMON P. R.; PODGURSKY, P. P. **Met. Trans.**, 4, 1973, 2279 p.

MOREIRA, M. F. **Materiais de Construção Mecânica**, Escola de Engenharia Mauá, 2008

MORRAL, J. E.; CAMERON, T. B. **Boron Hardenability mechanisms**, AIME, 1979, p.19

MORTIMER, D. A.; NICHOLAS, M. G. **Metal Science**, 10, 1976, 326 p.

NADRAKI, R. M. Proceedings, **National Symposium on Critical and Strategic Materials**, American Chemical Society, jun., 1978, p.108

NICHOLSON, M. E. **Trans. AIME**, 1954, 185 p.

OHMORI, Y. Trans ISI Jap. 11, 1971, 339 p.

Onac Solutions, Disponível em: http://mundopetroleo.files.wordpress.com/2008/02/manobras_perfuracao.pdf, jan., 2009

PORTER, L. F. **The present Status and Future of boron steels**, AIME, 1979.

RAHRER G.; ARMSTRONG, C. D. **trans. ASM**, **40**, p.1099, 1948

REED-HILL, R. E.; **Physical Metallurgy Principles**, Van Nostrand Reinhold Company, 1964, 630 p.

ROCCA, P. **2008 Investor Day**, Disponível em:< <http://www.tenaris.com/en/Investors/files/InvDay2008.pdf>>, mar., 2008

ROZA, J. E.; FRITZ, M.; KOJIMA, S. S. **Desenvolvimento de aço de alta resistência com espessura de 19.05 mm**, 61º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, jul., 2006

SILVA R.; CHAD, L.; FRITZ M. **Desenvolvimento e caracterização de tubos alto colapso tratados termicamente ligados ao boro para aplicação em poços de petróleo**, 62º Congresso anual da ABM, 2007.

SHYNE, J. C.; MORGAN, E. R.; FREY, D. N. Trans. ASM, 48, 1956, p. 265

SIMCOE, C. R.; ELSEA, A. R.; MANNING, G. K. Trans. Met. Soc. AIME, 206, 1956, p.984.

SPECTRU, **Tratamento Térmico dos aços: Recozimento, Normalização, Têmpera e Revenido**, Disponível em: <http://www.spectru.com.br/Metalurgia/diversos/tratamento.pdf>, jan., 2009

STUMPF, W.; BANKS, K. **The hot working characteristics of a boron bearing and a conventional low carbon steel**, Materials Science and Engineering, A 418, 2006, p 86–94

TATAGIBA, R. G. **O poço de petróleo**, Disponível em: <http://tecnologopetroleo.blogspot.com/2008/06/perfurao-de-petrleo.html>, jan., 2009.

TenarisConfab, **Confatos**, Nº 4, Ano II, mar., 2005

TENARIS, **OCTG Market Report**, 2005

Tenaris University, **Products**, Tenaris, 2005

Tenaris University, **Heat Treatment Module 1**, Tenaris, 2007

Tenaris University, **Heat Treatment Module 2**, Tenaris, 2007

THE AUSTRALIAN JOURNAL OF MINING, **New report analyses chromium market**, Disponível em:< http://www.theajmonline.com/informaoz/ajm/home.jsp?var_el=archart&art_id=1112239395408&seqnum=219 >, abr., 2005

THELNING, K. E. **Evaluation and practical application of the hardenability of Boron Steel**, AIME, p. 127, 1979

THOMAS, J. E. **Fundamentos de engenharia de Petróleo**. Editora Interciência, 2^o Edição, 2004

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies**, 2nd Edition, CRC Press, 2007, 109 p.

UENO, M.; INOUE, T. Trans. ISIJ, 13, 1973, p.210

WANG, X. M.; HE, X. L., **Effect of Boron Addition on Structure and Properties of Low Carbon Bainitic Steels**, ISIJ International, Vol. 42, 2002

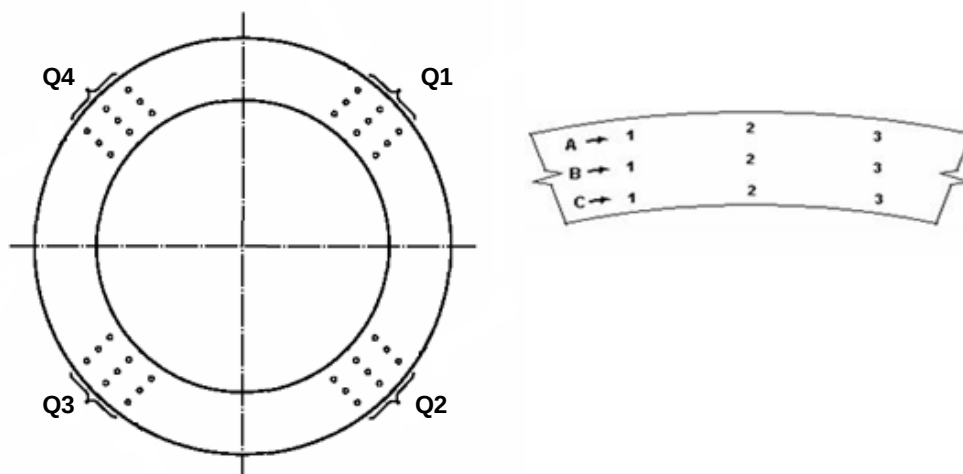
WIKIPEDIA, Disponível em: <http://pt.wikipedia.org/wiki/Petroleo#Origem>, dez., 2008

WIKIPEDIA, Disponível em: http://pt.wikipedia.org/wiki/Projeto_de_posicionamento_de_petroleo, jan., 2009

YAMANAKA, K.; OHMORI, Y. Trans ISIJ, 18, 1978, p.404

ZORIN, A. I.; PODKORYTOV A. L.; ZAKHAROV, V. B.; KOVALEVAZORIN S. N. Production of boron-bearing grades of steel with a regulated sulfur content at the Chelyabinsk metallurgical plant, Metallurgist, Vol. 49, Nos. 1–2, 2005

ANEXO A – RESULTADOS DE DUREZA APÓS TÊMPERA



		Linha A				Linha B				Linha C				
		1	2	3	Média	1	2	3	Média	1	2	3	Média	
1	Ponta1	Q1	48.8	49.3	49.6	49.2	49.0	50.2	48.4	49.2	48.5	48.6	49.2	48.8
		Q2	48.5	50.1	49.9	49.5	47.0	49.1	48.4	48.2	47.7	47.7	48.1	47.8
		Q3	49.1	49.9	49.7	49.6	47.7	48.3	47.9	48.0	48.9	48.4	48.4	48.6
		Q4	48.7	49.1	48.8	48.9	48.3	49.3	48.9	48.8	48.2	49.1	48.6	48.6
	Ponta2	Q1	48.7	47.6	47.4	47.9	47.7	48.5	46.8	47.7	47.9	46.8	47.6	47.4
		Q2	49.3	49.8	49.4	49.5	48.9	48.1	47.7	48.2	48.6	48.3	49.0	48.6
		Q3	48.6	48.9	49.1	48.9	49.0	48.4	47.4	48.3	47.9	47.1	47.6	47.5
		Q4	47.8	46.3	48.0	47.4	44.7	48.8	46.7	46.7	43.0	45.5	44.0	44.2

		Linha A				Linha B				Linha C				
		1	2	3	Média	1	2	3	Média	1	2	3	Média	
2	Ponta1	Q1	46.3	47.9	47.7	47.3	46.3	47.6	47.9	47.3	45.8	46.1	45.1	45.7
		Q2	45.5	46.8	46.2	46.2	46.1	48.1	46.1	46.8	45.8	46.1	45.7	45.9
		Q3	45.5	46.9	46.7	46.4	45.1	47.0	47.9	46.7	45.5	46.2	46.5	46.1
		Q4	45.4	46.9	46.0	46.1	45.8	46.8	46.8	46.5	45.3	46.7	47.3	46.4
	Ponta2	Q1	45.7	45.4	44.2	45.1	45.6	47.3	45.2	46.0	46.3	46.7	45.4	46.1
		Q2	44.9	45.2	45.3	45.1	44.4	46.4	45.4	45.4	44.4	46.5	45.5	45.5
		Q3	47.4	47.4	47.2	47.3	47.2	48.2	48.0	47.8	46.9	47.4	47.3	47.2
		Q4	46.3	47.0	46.9	46.7	45.5	47.2	46.4	46.4	46.8	47.3	46.4	46.8

		Linha A				Linha B				Linha C				
		1	2	3	Média	1	2	3	Média	1	2	3	Média	
3	Ponta1	Q1	47.4	47.4	46.3	47.0	48.5	47.8	46.7	47.7	47.6	48.4	46.4	47.5
		Q2	46.4	47.1	46.6	46.7	47.7	47.6	46.1	47.1	47.3	47.2	46.3	46.9
		Q3	47.7	48.4	47.3	47.8	48.5	48.8	47.7	48.3	48.6	48.1	47.1	47.9
		Q4	46.7	47.3	45.6	46.5	47.3	46.6	46.1	46.7	47.2	46.9	45.9	46.7
	Ponta2	Q1	45.0	45.4	46.6	45.7	45.0	46.1	47.6	46.2	44.9	46.0	45.9	45.6
		Q2	45.6	47.3	45.7	46.2	46.7	46.8	46.4	46.6	46.0	46.8	46.0	46.3
		Q3	45.7	46.4	45.4	45.8	46.3	47.5	46.5	46.8	45.8	46.5	45.8	46.0
		Q4	47.2	48.4	47.1	47.6	48.5	49.2	47.6	48.4	48.2	48.6	48.1	48.3

		Linha A				Linha B				Linha C				
		1	2	3	Média	1	2	3	Média	1	2	3	Média	
4	Ponta1	Q1	46.9	47.1	46.7	46.9	46.9	47.0	47.2	47.0	46.4	46.6	46.2	46.4
		Q2	46.1	48.0	46.3	46.8	45.9	48.4	46.4	46.9	47.0	48.9	46.0	47.3
		Q3	45.3	46.7	46.9	46.3	45.8	46.1	45.6	45.8	46.2	46.4	45.4	46.0
		Q4	46.5	46.2	46.0	46.2	46.3	48.6	45.7	46.9	46.2	46.7	45.4	46.1
	Ponta2	Q1	45.9	47.5	47.3	46.9	47.3	48.4	47.9	47.9	46.0	46.5	47.1	46.5
		Q2	47.2	47.9	46.4	47.2	46.2	48.9	46.4	47.2	47.5	47.6	46.1	47.1
		Q3	45.5	45.9	45.0	45.5	45.0	45.3	44.7	45.0	45.7	45.6	45.1	45.5
		Q4	45.4	47.0	47.4	46.6	45.6	48.0	47.4	47.0	45.4	46.9	47.0	46.4

		Linha A				Linha B				Linha C				
		1	2	3	Média	1	2	3	Média	1	2	3	Média	
5	Ponta1	Q1	47.4	49.2	48.2	48.3	48.1	48.4	48.0	48.2	45.3	47.4	46.8	46.5
		Q2	46.0	47.1	47.6	46.9	46.0	46.7	46.1	46.3	46.4	46.9	47.0	46.8
		Q3	46.6	46.4	45.7	46.2	46.0	46.4	46.1	46.2	46.3	46.7	46.0	46.3
		Q4	47.2	47.5	47.3	47.3	46.7	48.0	47.0	47.2	47.4	47.0	46.7	47.0
	Ponta2	Q1	45.9	46.4	45.5	45.9	46.8	47.3	46.1	46.7	46.4	46.5	45.0	46.0
		Q2	47.0	48.9	45.3	47.1	46.3	47.6	45.5	46.5	46.4	46.2	45.6	46.1
		Q3	47.5	48.3	46.8	47.5	47.4	47.1	46.8	47.1	46.6	47.7	46.3	46.9
		Q4	46.2	46.2	45.8	46.1	45.8	46.8	45.4	46.0	45.7	45.8	44.8	45.4