

ULISSES BARBOSA JUNIOR


**“EFEITOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE NORMALIZAÇÃO,
RESFRIAMENTO RÁPIDO E ALÍVIO DE TENSÕES NO AÇO ASTM A-516
GRAU 70, UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DE VASOS DE PRESSÃO”**

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

2007

UNESP  UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

“EFEITOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE NORMALIZAÇÃO,
RESFRIAMENTO RÁPIDO E ALÍVIO DE TENSÕES NO AÇO ASTM A-516
GRAU 70 UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DE VASOS DE PRESSÃO”

ULISSES BARBOSA JUNIOR

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

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

Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
UNESP-FEG

Prof. Dr. JOSÉ RUBENS DE CAMARGO
UNITAU

Agosto de 2007

DADOS CURRICULARES

ULISSES BARBOSA JUNIOR

NASCIMENTO 17.11.1977 – SÃO CAETANO DO SUL / SP

FILIAÇÃO Ulisses Barbosa
Ana Aparecida Barbosa

1996/2001 Curso de Graduação
Engenharia de Produção Mecânica
UNESP – Campus de Guaratinguetá

DEDICATÓRIA

Aos meus pais Ulisses e Ana (in memoriam) pelo
compromisso com a educação dos seus filhos.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Marcelo dos Santos Pereira pela orientação, dedicação, seriedade e sabedoria com que conduziu esse trabalho;

Ao bolsista Flávio Nunes, pela contribuição neste trabalho;

Aos professores do DMT da UNESP/FEG, pela participação nesta etapa da minha vida, em particular nas pessoas do Dr. Tomaz Manabu Hashimoto e do Dr. Eduardo Norberto Codaro;

Aos técnicos do laboratório do DMT da FEG/UNESP, pela colaboração na execução dos ensaios laboratoriais;

Aos colegas da TenarisConfab, em particular nas pessoas de Benedito Carlos Cavalheiro, Gaspar Soares de Oliveira, João Bosco de Assis Silva, Onélio Dutra Cabral da Fonseca, Oswaldo Yoshio Hoshi e Laerte Carrasco, pela colaboração na execução dos ensaios laboratoriais;

Aos colegas da Confab Equipamentos, em particular nas pessoas de Fábio Aparecido Lopes, Edson Barreto da Silva, Edson Luis Marchiori, Sebastião Tadeu dos Santos, José Teotônio Neto, Jairo Gumercindo de Oliveira, Benedito Bosco de Oliveira e Ernesto José Ribas, pela colaboração na preparação das amostras e execução dos tratamentos térmicos;

À Confab Equipamentos, através do Vice-Presidente Executivo, Eng. Emyr Elias Berbare, da Gerência Industrial, do Controle da Qualidade e da Engenharia Industrial, pelo apoio e incentivo à realização deste trabalho;

À Usiminas, em particular na pessoa de José Antônio de Oliveira Torres, pelo apoio técnico;

Aos colegas Arismaldo Carreão Santiago, Luiz Marcos Major, Carlos Augusto Silveira Lima, Pedro Luis Vaquelli, Edson Dias, Paulo Sérgio Lima Pereira, Benjamin Carlos Rodriguez, João Marcos Arneiro, José Mauro Moraes Junior e Allan Otremba, pela amizade e apoio.

RESUMO

BARBOSA, U. J. Efeitos dos tratamentos térmicos de normalização, resfriamento rápido e alívio de tensões no aço ASTM A-516 grau 70, utilizado na fabricação de vasos de pressão. 2007. 108f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

No Brasil, as chapas para aplicação em vasos de pressão são produzidas com tratamento térmico de normalização. Devido às exigências de garantias de propriedades mecânicas após tratamento pós-soldagem, há necessidade de se adicionar elementos de liga, que podem segregar-se no centro da chapa. Uma alternativa é produzir chapas de aço pelo processo de resfriamento acelerado (processo termomecânico), mas que requer elevado investimento em equipamentos para as usinas nacionais. O resfriamento rápido logo após a normalização, seguido de revenimento, vem como alternativa para produzir chapas com propriedades mecânicas tão boas quanto às produzidas pelo processo termomecânico, sem a necessidade de adição de elementos de liga e de investimentos em equipamentos. Neste trabalho foram avaliadas as influências do resfriamento rápido nas propriedades mecânicas do aço, onde se verificou redução do tamanho de grão ferrítico, com possível formação de bainita. Obteve-se melhora no limite resistência à tração, limite de escoamento e na tenacidade do aço. Houve, porém, redução no alongamento e aumento da dureza do aço. Foi avaliada também neste trabalho a influência do tratamento térmico pós-soldagem, onde se verificaram uma possível esferoidização da cementita e precipitação de cementita nos contornos de grão, reduzindo o limite de resistência à tração, escoamento e a tenacidade do aço, além da redução da dureza do aço. Verificou-se também aumento da tenacidade do aço, possivelmente pelo alívio das tensões residuais internas, ainda existentes após o revenimento. Não foi evidenciada a influência deste tratamento no tamanho de grão ferrítico do aço.

PALAVRAS-CHAVE: ASTM A-516 grau 70, normalização, resfriamento rápido.

ABSTRACT

BARBOSA, U. J. Effects of heat treatments of normalizing, rapid cooling and stress relief on ASTM A-516 grade 70 steel, used for pressure vessel manufacturing. 2007. 108f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

In Brazil, plates for application in pressure vessels are produced by normalization heat treatment. Due to exigencies of guarantees of mechanical properties after postweld heat treatment, it is necessary to add alloy elements that can segregate themselves in the center of the plate. One alternative is to produce steel plates by accelerated cooling process (thermomechanical process), but it requires high investment in equipment for our national mills. Rapid cooling after the normalization, followed by tempering, turns up as alternative to produce plates with so good mechanical properties as those them produced by thermomechanical process, without the necessity of adding alloy elements and without investments in equipment. In this work were evaluated influences of rapid cooling heat treatment in the mechanical properties of the steel, where it was evidenced a reduction of the ferrite grain size with possible bainite formation. It was evidenced improvement in ultimate tensile strength, yield strength and tenacity of the steel. However, it was also evidenced reduction in the elongation and an increase of the hardness of the steel. It was also evaluated in this work the influence of post weld heat treatment, where if it was evidenced the possible occurrence of spheroidization of the cementite and precipitation of cementite in the grain boundary, reducing the ultimate tensile strength, the yield strength and the tenacity of the steel, beyond the reduction of the hardness. It was also evidenced an increase of the tenacity of the steel, probably because the residual internal stress relief, still existing into the steel plate after the tempering heat treatment. It was not evidenced the influence of this treatment in the ferrite grain size of steel.

KEYWORDS: ASTM A-516 grade 70, normalizing, rapid cooling.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – Vaso de pressão esférico (CONFAB EQUIPAMENTOS).	20
FIGURA 2 – Diagrama TTT genérico (SHACKELFORD, 2000).	29
FIGURA 3 – Diagrama TTT para um aço eutetóide (SHACKELFORD, 2000).	29
FIGURA 4 – Formação de perlita grosseira (SHACKELFORD, 2000).	30
FIGURA 5 – Microestrutura de bainita (SHACKELFORD, 2000).	30
FIGURA 6 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo superposto com diagrama de transformação isotérmica (SHACKELFORD, 2000).	32
FIGURA 7 – Tratamento térmico de normalização (KRAUSS, 1990).	34
FIGURA 8 – Tratamentos térmicos com diversas faixas de resfriamento (MAHL et al., 2005).	40
FIGURA 9 – Exemplo esquemático sobre o efeito da temperatura de revenido na dureza do material para um tempo determinado (MARTINS, 2002).	41
FIGURA 10 – (a) Conjunto de barras presas nas extremidades; (b) Barra central sendo aquecida (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2005)... ..	44
FIGURA 11 – Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2005).	45
FIGURA 12 – Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b) (MODENESI, 2001).	47
FIGURA 13 – Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem (MODENESI, 2001).	48
FIGURA 14 – Efeito do TTPS na tenacidade do aço (FLETCHER, 1998).	52
FIGURA 15 – Croqui geral da posição e localização das amostras retiradas.	54
FIGURA 16 – Foto geral da retirada das amostras.	55
FIGURA 17 – Foto do processo de oxicorte.	55
FIGURA 18 – Foto das amostras cortadas e identificadas.	56

FIGURA 19 – Croqui da identificação das amostras para ensaio CVN.	57
FIGURA 20 – Foto da identificação das amostras para ensaio CVN.	58
FIGURA 21 – Croqui da identificação das amostras para ensaio de tração.....	59
FIGURA 22 – Foto da identificação das amostras para ensaio de tração.	59
FIGURA 23 – Foto de uma amostra sendo cortada na serra	60
FIGURA 24 – Foto das novas amostras cortadas para ensaios de tração e CVN.....	60
FIGURA 25 – Foto externa do forno de tratamento térmico.....	61
FIGURA 26 – Foto interna do forno de tratamento térmico.	61
FIGURA 27 – Foto do revestimento externo de lã utilizado no forno.....	62
FIGURA 28 – Foto dos dispositivos para manuseio das amostras.	62
FIGURA 29 – Foto do painel de controle da marca ALTUS do forno de tratamento térmico.....	63
FIGURA 30 – Foto do barril utilizado para o resfriamento rápido.....	64
FIGURA 31 – Foto das amostras tratadas termicamente após o resfriamento rápido.	64
FIGURA 32 – Ciclo térmico de austenitização total.....	65
FIGURA 33 – Ciclo térmico de normalização.....	66
FIGURA 34 – Ciclo térmico de resfriamento rápido seguido de revenimento.	67
FIGURA 35 – Ciclo térmico de alívio de tensões.....	68
FIGURA 36 – Máquina de tração eletromecânica da marca EMIC, modelo MEM 10000.....	69
FIGURA 37 – Croqui do corpo-de-prova de tração (ASTM A-370, 2003a).	70
FIGURA 38 – Máquina para ensaio CVN da marca AMSLER, modelo D-6700.....	71
FIGURA 39 – Croqui do corpo-de-prova de para ensaio CVN (ASTM A-370, 2003a).....	72
FIGURA 40 – Microscópio modelo da marca OLYMPUS, modelo SZ11 e lente 73AL05X.....	73
FIGURA 41 – Aparência da fratura (ASTM A-370, 2003a.).....	73
FIGURA 42 – Máquina de dureza Rockwell da marca Wilson Mechanical Instrument Co. Inc.	74

FIGURA 43 – CP5.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização (condição A). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.	80
FIGURA 44 – CP5.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização (condição A). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.	80
FIGURA 45 – CP9.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização e normalização (condição B). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.....	81
FIGURA 46 – CP9.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização e normalização (condição B). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.....	81
FIGURA 47 – CP13.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, normalização e tratamento pós-soldagem (condição C). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.	82
FIGURA 48 – CP13.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, normalização e tratamento pós-soldagem (condição C). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.	82
FIGURA 49 – CP17.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, resfriamento rápido e revenimento (condição D). Microestrutura contendo possivelmente bainita. Sentido longitudinal de laminação.....	83

FIGURA 50 – CP17.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, resfriamento rápido e revenimento (condição D). Microestrutura contendo possivelmente bainita. Sentido longitudinal de laminação.....	83
FIGURA 51 – CP21.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, resfriamento rápido, revenimento e tratamento pós-soldagem (condição E). Microestrutura contendo possivelmente bainita. Sentido longitudinal de laminação.....	84
FIGURA 52 – CP21.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, resfriamento rápido, revenimento e tratamento pós-soldagem (condição E). Microestrutura contendo possivelmente bainita. Sentido longitudinal de laminação.....	84
FIGURA 53 – Curva TRC do aço ASTM A-516 grau 70 para uma composição química específica (TORRES, 2002).	86
FIGURA 54 – Comparação dos resultados de limite de resistência à tração.....	88
FIGURA 55 – Comparação dos resultados de limite de escoamento à tração.....	90
FIGURA 56 – Comparação dos resultados de alongamento.....	92
FIGURA 57 – Comparação dos resultados do ensaio CVN – energia absorvida.....	95
FIGURA 58 – Comparação dos resultados do ensaio CVN – percentual de fratura dúctil.....	95
FIGURA 59 – Comparação dos resultados de dureza Brinell (HB).	98

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Graus da norma ASTM A-516 (1990).....	22
TABELA 2 – Condições de fornecimento de chapas conforme ASTM A-516 (1990).....	23
TABELA 3 – Propriedades mecânicas do aço ASTM A-516 grau 70 (1990).	23
TABELA 4 – Composição química do aço ASTM A-516 grau 70 (1990).....	24
TABELA 5 – Especificações do ensaio CVN para o aço ASTM A-516 grau 70 (ASTM A-20, 2003).	25
TABELA 6 – Composição química do aço utilizado em escala piloto (CASTRO et al., 1992).....	35
TABELA 7 – Variação das propriedades mecânicas dos aços após normalização (CASTRO et al., 1992).	36
TABELA 8 – Análise química do aço (MAHL et al., 2005).....	39
TABELA 9 – Resultados do ensaio de CVN em função do TT (BENINI, 1979).....	50
TABELA 10 – Influência dos tratamentos térmicos pós-solda (COCHRANE, 1975).	51
TABELA 11 – Análise química do aço utilizado (COCHRANE, 1975).....	52
TABELA 12 – Composição química da amostra do aço ASTM A-516 grau 70.	53
TABELA 13 – Relação de amostras utilizadas no ensaio de tração.	70
TABELA 14 – Relação de amostras utilizadas no ensaio CVN.....	72
TABELA 15 – Relação de amostras utilizadas no ensaio de dureza.	75
TABELA 16 – Relação de amostras utilizadas na análise metalográfica.	77
TABELA 17 – Resultados obtidos dos tamanhos de grão ferríticos (μm).....	78
TABELA 18 – Resultados dos ensaios de tração e dureza com desvios-padrão.....	87
TABELA 19 – Resultados do ensaio CVN – energia absorvida – com desvios-padrão.....	94
TABELA 20 – Resultados do ensaio CVN – fratura dúctil – com desvios-padrão.....	94
TABELA 21 – Resultados das medições de dureza Rockwell B, convertidos para Brinell.....	98

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Austenitização
AL	Alongamento
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
BM	Base de medida
CP	Corpo-de-prova
CE	Carbono equivalente
CVN	Charpy V-Notch
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
LE	Limite de escoamento à tração
LR	Limite de resistência à tração
LT	Linha de tendência
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
N	Normalização
NR	Norma regulamentadora
RR	Resfriamento rápido
R	Revenimento
SAW	Submerged Arc Welding
SI	Sistema internacional
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TGF	Tamanho de grão ferrítico
TRC	Transformação por resfriamento contínuo
TTPS	Tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem
TTT	Temperatura-tempo-transformação
ZF	Zona de fusão
ZTA	Zona termicamente afetada

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	MOTIVAÇÃO PESSOAL E TECNOLÓGICA	16
1.2	OBJETIVOS	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1	INTRODUÇÃO A VASOS DE PRESSÃO	20
2.1.1	Normas de fabricação	21
2.1.2	Materiais empregados em sua construção	22
2.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS	26
2.2.1	Curvas de resfriamento	28
2.2.1.1	Diagrama TTT (temperatura-tempo-transformação)	28
2.2.1.2	Diagrama TRC (transformação por resfriamento contínuo)	31
2.2.2	Tipos de tratamentos térmicos	33
2.2.2.1	Normalização	33
2.2.2.2	Resfriamento rápido	37
2.2.2.3	Revenimento	41
2.2.2.4	Alívio de tensões	44
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	53
3.1	ESCOLHA DO MATERIAL	53
3.2	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	54
3.2.1	Identificação e corte das amostras brutas	54
3.2.2	Identificação das amostras para ensaio CVN	56
3.2.3	Identificação das amostras para ensaio de tração	58
3.2.4	Serra	60

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	61
3.3.1 Austenitização total.....	65
3.3.2 Normalização	66
3.3.3 Resfriamento rápido seguido de revenimento	67
3.3.4 Alívio de tensões pós-soldagem	68
3.4 ENSAIOS MECÂNICOS E ANÁLISES MICROESTRUTURAIS	69
3.4.1 Ensaio de tração.....	69
3.4.2 Ensaio de impacto Charpy V-Notch (CVN).....	70
3.4.3 Determinação do percentual de fratura dúctil	73
3.4.4 Ensaio de Dureza	74
3.4.5 Análise metalográfica	75
3.4.6 Processamento de imagens	77
4 AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS.....	78
4.1 TAMANHO DE GRÃO FERRÍTICO E MICROESTRUTURA.....	78
4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO	87
4.3 ENSAIO DE CHARPY V-NOTCH.....	94
4.4 ENSAIO DE DUREZA	98
5 CONCLUSÕES	101
6 SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS	103
7 BIBLIOGRAFIA	104

1 INTRODUÇÃO

1.1 MOTIVAÇÃO PESSOAL E TECNOLÓGICA

As exigências de mercado têm proporcionado um interesse contínuo na pesquisa e desenvolvimento de aços, com conseqüente progresso considerável nos processamentos térmicos e termomecânicos. Neste contexto, as chapas de aço carbono-manganês, resfriadas rapidamente a partir da temperatura de austenitização, seguida de revenimento, representam uma alternativa importante para fabricação de vasos de pressão.

No Brasil, as chapas para aplicação em vasos de pressão são produzidas com tratamento térmico de normalização. Contudo, este tratamento é ineficiente para garantir certas propriedades mecânicas do material após um longo ciclo de tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem.

Em alguns casos, ainda é possível assegurar as propriedades mecânicas, principalmente o limite de resistência do material, adicionando elementos de liga tais como: cromo, molibdênio, nióbio e vanádio. Até certo ponto estes elementos são benéficos, pois asseguram melhores propriedades mecânicas ao aço, contudo, durante o processo de lingotamento contínuo das placas, ocorre a segregação destes elementos na região central do material que, em níveis elevados, são bastante prejudiciais durante a soldagem.

O tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem, ou tratamento pós-soldagem (TTPS), consiste no aquecimento lento da peça até uma temperatura comumente na faixa de 600 a 650 °C, permanência nesta temperatura por um determinado tempo, seguido de resfriamento lento e controlado.

Segundo Silva e Mei (1998), este tratamento é aplicado quando se deseja reduzir as tensões residuais em estruturas após soldagem. O aumento da temperatura neste tratamento é suficiente para reduzir o limite de escoamento do material ou permitir sua deformação por fluência, de modo que as tensões residuais são aliviadas por meio de deformação plástica, e reduzidas a valores próximos ao limite de escoamento do material na temperatura do tratamento térmico.

Torres (2002) cita que os tratamentos térmicos pós-soldagem, devido aos efeitos de temperatura e tempo, influenciam as propriedades mecânicas dos materiais tratados. É comum a queda do limite de escoamento e resistência com o TTPS. Esta queda é, contudo, também normalmente acompanhada por um aumento na temperatura de transição do ensaio de impacto Charpy V-Notch (CVN).

Para garantir que as propriedades mecânicas após o TTPS ainda sejam aceitáveis por norma, usinas estrangeiras, principalmente as japonesas e européias, utilizam o processo de resfriamento acelerado durante a laminação das placas.

Ainda segundo Torres (2002), a ASTM (American Society for Testing and Materials), em 1985, incluiu em sua norma A-841 o resfriamento acelerado como um processo padronizado para fabricação de chapas grossas destinadas a vasos de pressão. Seu aval promoveu a rápida disseminação comercial desse novo processo. Novo estímulo ocorreu quando o ASME (American Society of Mechanical Engineers), em 1993, aceitou o uso desse material em seu código para vasos de pressão. Isso permitiu a consolidação desse processo para chapas com espessuras grossas.

Certos vasos de pressão requerem garantia das propriedades mecânicas do material após um longo ciclo de tratamento térmico de alívio de tensões, inclusive garantia da resistência e sensibilidade ao entalhe em baixas temperaturas.

Gorni e Silveira (2006) citam que a substituição da normalização pelo resfriamento acelerado reduz o tamanho de grão da microestrutura de 8/9 para 10/11 unidades ASTM, com a microestrutura passando de ferrita e perlita para ferrita, perlita e bainita. A redução de elementos de liga também reduz a segregação central nas placas.

Ainda segundo Gorni e Silveira (2006), o uso de água hoje nos processos de resfriamento durante a fabricação dos aços é uma tecnologia consagrada, como demonstra a disseminação das linhas de resfriamento acelerado pelo mundo todo. Esse processo permite a obtenção, sob medida, das microestruturas mais adequadas em função das características mecânicas requeridas, além de proporcionar redução adicional nos teores de elementos de liga e, eventualmente, tornar menos rígido o processo de laminação controlada, contribuindo para aumentar a produtividade da linha de chapas grossas.

O resfriamento acelerado de chapas grossas, imediatamente após sua laminação, produz combinações muito boas de propriedades mecânicas. Contudo, este processo exige um investimento em equipamentos e máquinas para as usinas siderúrgicas.

A alternativa encontrada para se evitar a importação de chapas, com as características descritas acima, é realizar o resfriamento da chapa com taxas maiores que aquelas obtidas pelo resfriamento ao ar, a partir da temperatura de austenitização, com conseqüente revenimento, realizado numa faixa de temperatura de 595 a 705 °C. Este tratamento é dado como alternativo à normalização e só pode ser realizado se acordado entre o fabricante de equipamentos e a usina produtora da chapa de aço.

Nestas condições de fornecimento pode ocorrer, em pequena escala, o aparecimento da estrutura chamada bainita. Sua formação está relacionada ao resfriamento rápido aplicado nas chapas de aço.

Segundo Callister (2002), a bainita possui uma estrutura mais fina, isto é, partículas de ferrita α e Fe_3C menores, por isso são mais duras e resistentes que os aços perlíticos. Porém, ainda assim, aços bainíticos exibem uma boa combinação de resistência e ductilidade.

Diferente do resfriamento acelerado, que ocorre durante a laminação da chapa, o resfriamento rápido ocorre como um tratamento térmico alternativo à normalização.

O resfriamento rápido representa uma grande oportunidade de pesquisa e desenvolvimento de aços para uso em vasos de pressão, visto que a estrutura resultante deste processo pode aumentar a tenacidade sem grandes perdas na resistência do material após o TTPS. Apresenta ainda um carbono equivalente (CE) baixo (baixa adição de elementos de liga), melhorando as condições de soldabilidade do material e o nível de segregação central nas chapas. Trata-se ainda de um processo mais barato para as usinas, se comparado com o processo de resfriamento acelerado.

Diante do exposto, torna-se necessário aperfeiçoar o entendimento e, em particular, determinar os fatores básicos das características das estruturas encontradas a partir dos tratamentos térmicos de normalização, austenitização seguido de resfriamento rápido e revenimento e alívio de tensões pós-soldagem. E ainda, avaliar as possíveis influências das propriedades intrínsecas dessas estruturas, por meio da comparação das propriedades mecânicas e microestrutural.

1.2 OBJETIVOS

- Contribuir para o desenvolvimento tecnológico da indústria brasileira viabilizando um novo projeto de chapa de aço ao carbono-manganês, aplicando resfriamento rápido após a normalização e conseqüente revenimento, conforme previsto na norma ASTM A-516, e comparar, por intermédio de caracterização microestrutural (fases presentes e tamanhos de grãos ferríticos) e da determinação das propriedades mecânicas (ensaios de tração, impacto e dureza), as vantagens deste tratamento térmico em relação à normalização, além de avaliar a influência do tratamento térmico pós-soldagem nas duas condições de tratamento.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 INTRODUÇÃO A VASOS DE PRESSÃO

Vasos de pressão são equipamentos que contém fluidos sob pressão interna ou externa. Podem ser construídos de materiais e formatos geométricos variados em função do tipo de utilização a que se destinam. Desta forma existem vasos de pressão esféricos, cilíndricos, cônicos e outros, construídos em aço carbono, aços microligados, alumínio, aço inoxidável, fibra de vidro, etc. (NR-13, 2002).

Os vasos de pressão podem conter líquidos, gases ou misturas destes. Algumas aplicações são: armazenamento, troca de calor, contenção de reações, filtração, destilação, separação de fluidos e criogenia. São, de um modo geral, equipamentos de grandes dimensões e elevado custo unitário para as indústrias de processo.

As indústrias que utilizam estes equipamentos são, na grande maioria, refinarias de petróleo, indústrias químicas e petroquímicas, instalações de processamento de petróleo e/ou gás natural e indústrias alimentícias e farmacêuticas.

Na **Figura 1** é ilustrada um exemplo de vaso de pressão.



Figura 1 – Vaso de pressão esférico (CONFAB EQUIPAMENTOS).

2.1.1 Normas de fabricação

Segundo a obra *Apostila Sobre Caldeiras* (2005), foi a partir de um dos acidentes mais catastróficos ocorridos durante a revolução industrial, que aconteceu em 1905, na cidade de Massachusetts/EUA, onde morreram 58 pessoas, que a sociedade alertou-se para a necessidade de normas e procedimentos para a construção, manutenção e operação das caldeiras. Assim, foram criados os códigos da American Society of Mechanical Engineers (ASME), os quais se constituem na principal fonte de referência normativa sobre caldeiras e vasos de pressão do mundo.

A American Society of Mechanical Engineers, ou simplesmente código ASME, compreende critérios, fórmulas de cálculos, exigências e detalhes de projeto, aspectos de montagem e inspeção de caldeiras e vasos de pressão.

Existem outros códigos de fabricação de caldeiras e vasos de pressão espalhados pelo mundo, porém o código ASME é o mais utilizado pelas empresas fabricantes de equipamentos.

A American Society of Mechanical Engineers – ASME (2004, adenda 2006), compreende ao todo 11 seções, e algumas são específicas para vasos de pressão:

- a) seção II: materiais;
- b) seção V: ensaios-não-destrutivos;
- c) seção VIII: regras para construção de vasos de pressão:
 - divisão 1: regras de projeto padrão;
 - divisão 2: regras de projeto alternativo;
 - divisão 3: regras de projeto alternativo para vasos de alta pressão;
- d) seção IX: qualificações de soldagem e brasagem;

As empresas fabricantes de equipamentos utilizam-se mais do código ASME, seções V, VIII e IX, enquanto que as usinas siderúrgicas se utilizam mais da seção II. Esta última corresponde de um modo geral, às normas da ASTM.

2.1.2 Materiais empregados em sua construção

Dentre as normas de aço mais empregadas para vasos de pressão destaca-se a ASTM A-516. Segundo sua definição, esta é uma especificação para chapas grossas de aço carbono-manganês para fabricação de vasos de pressão cuja temperatura de serviço é baixa ou moderada, compreendendo uma faixa de trabalho de -45 até 350 °C (ASTM A-516, 1990).

Para aplicações a baixas temperaturas, a tenacidade é uma característica muito importante. Nestes casos, é comum o fabricante do equipamento solicitar, à usina produtora do aço, o requisito suplementar de ensaio de impacto CVN para as chapas.

Segundo a norma ASTM A-516 (1990), as chapas estão disponíveis em quatro graus, conforme apresentada **Tabela 1**.

Tabela 1 – Graus da norma ASTM A-516 (1990).

Grau - U.S., em ksi [SI, em MPa]	Espessura Máxima (mm)
55 [380]	305
60 [415]	205
65 [450]	205
70 [485]	205

Segundo critério da norma ASTM A-516 (1990), é requerido que o aço seja acalmado e tenha tamanho de grão austenítico fino, de número 5 ou maior, como condição de fabricação, determinado pelo teste McQuaid-Ehn, de acordo com a norma ASTM E-112. Contudo, segundo norma ASTM A-20 (2003), que apresenta os requisitos gerais de fabricação do aço ASTM A-516, define que não é necessário realizar o ensaio para medição do tamanho de grão austenítico quando o teor de alumínio solúvel for maior ou igual a 0,015% em peso, ou quando o teor total de alumínio for maior ou igual a 0,020%.

A condição geral de fornecimento das chapas é apresentada na **Tabela 2**.

Tabela 2 – Condições de fornecimento de chapas conforme ASTM A-516 (1990).

Requisito	Espessura (mm)	Condição de Fornecimento
SEM ensaio CVN	≤ 38,1	Como laminada
	> 38,1	Normalizada
COM ensaio CVN	Qualquer	Normalizada

A norma ASTM A-516 (1990) apresenta outra alternativa de condição de fornecimento para melhorar a tenacidade do material. É permitida a utilização de taxas de resfriamento mais rápidas que aquelas obtidas ao ar, desde que seguidas de revenimento, com temperatura entre 595 e 705 °C. Esta condição de fornecimento depende da aceitação e aprovação prévia do fabricante do equipamento.

O grau 70 desta norma é um dos mais empregados na fabricação de vasos de pressão, tendo sido o escolhido para o desenvolvimento deste estudo. As propriedades mecânicas do aço ASTM A-516 grau 70 (limite de escoamento, limite de resistência e alongamento) são apresentadas na **Tabela 3**.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço ASTM A-516 grau 70 (1990).

LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	
		em 200 mm	em 50 mm
≥ 260	De 485 a 620	≥ 17	≥ 21

Obs.: corpos-de-prova retirados no sentido transversal à laminação da chapa.

As especificações de composição química (% em peso) do aço ASTM A-516 grau 70 são apresentadas na **Tabela 4**.

Tabela 4 – Composição química do aço ASTM A-516 grau 70 (1990).

Elemento (% em peso)	12,71 a		50,81 a	
	≤ 12,70 mm	50,80 mm, inclusive	101,60 mm, inclusive	> 101,60 mm
Carbono	≤ 0,27	≤ 0,28	≤ 0,30	≤ 0,31
Manganês		0,85 a 1,20		
Fósforo		≤ 0,035		
Enxofre		≤ 0,035		
Silício		0,15 a 0,40		
Cobre		≤ 0,40		
Níquel		≤ 0,40		
Cromo		≤ 0,30		
Molibdênio		≤ 0,12		
Vanádio		≤ 0,030		
Nióbio		≤ 0,020		
Titânio		≤ 0,030		

Obs.: análise de panela e/ou corrida.

Embora o ensaio de impacto CVN seja um requisito suplementar à norma ASTM A-516, este ensaio é usualmente requerido em projetos de vasos de pressão, devido sua aplicação, de modo a garantir uma melhor tenacidade na chapa de aço.

Na **Tabela 5** é apresentada as especificações para este ensaio conforme definição da norma ASTM A-20 (2003).

Tabela 5 – Especificações do ensaio CVN para o aço ASTM A-516 grau 70 (ASTM A-20, 2003).

Espessura (mm)	Temperatura (°C)	Energia absorvida mínima (J)	
		Individual	Média
≤ 25	-46	16	20
25 a 50, incl.	-40	16	20
50 a 75, incl.	-35	16	20
75 a 125, incl.	-29	16	20

Obs.: corpos-de-prova retirados no sentido longitudinal ou transversal à laminação da chapa (exigência de acordo com o estabelecido pelo fabricante do equipamento).

Apesar da norma ASTM A-20 já estabelecer as condições de teste (temperatura do ensaio) e critérios de aceitação para o material (energia absorvida), temperaturas mais baixas e valores de energias mais elevados que os estabelecidos na **Tabela 5** são usualmente requeridos pelos fabricantes de vasos de pressão, devido às questões de projeto e aplicação do equipamento.

É comum e recomendável a realização de ensaio de ultra-som nas chapas de aço, principalmente nas de maiores espessuras e para aplicações mais críticas, de modo a detectar possíveis vazios e descontinuidades em seu interior.

2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Segundo Silva e Mei (1998), tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidas as ligas metálicas, sob condições controladas de temperatura, tempo e atmosfera, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas.

Spim (2007) cita que, no tratamento térmico, deve-se observar o rigoroso controle das taxas de aquecimento e resfriamento das peças, do tempo de permanência em temperaturas constantes e, principalmente, do ambiente de aquecimento, objetivando obter os melhores resultados de tratamento.

As propriedades dos aços dependem, em princípio, da sua estrutura. Os tratamentos térmicos modificam, em maior ou menor escala, a estrutura dos aços, resultando na alteração, mais ou menos pronunciada, de suas propriedades. Cada uma das estruturas obtidas apresenta características próprias, que se transferem ao aço, conforme a estrutura ou combinação de estruturas presentes (SPIM, 2007).

Pelo acima exposto, pode-se perfeitamente avaliar a importância dos tratamentos térmicos, sobretudo nos aços de alto carbono e nos que apresentam também elementos de liga. De fato, se geralmente muitos aços de baixo e médio carbono são usados nas condições típicas do trabalho a quente, isto é, nos estados forjados e laminados, quase todos os aços de alto carbono ou com elementos de liga, são obrigatoriamente submetidos a tratamentos térmicos antes de serem colocados em serviço.

Segundo Spim (2007), os principais objetivos dos tratamentos térmicos são:

- a) remoção de tensões internas, oriundas de resfriamento não uniforme, trabalho mecânico, etc.;
- b) aumento ou diminuição da dureza;
- c) aumento da resistência mecânica;
- d) melhora da ductibilidade;
- e) melhora da usinabilidade;
- f) melhora da resistência ao desgaste;
- g) melhora das propriedades de corte;
- h) melhora da resistência a corrosão;
- i) melhora da resistência ao calor;
- j) modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

A simples enumeração dos objetivos acima evidencia claramente a importância e a necessidade do tratamento térmico do aço.

Ainda segundo Spim (2007), a melhora de uma ou mais propriedades, mediante um determinado tratamento térmico, geralmente é conseguida com prejuízo de outras. Por exemplo, o aumento da ductibilidade provoca simultaneamente queda nos valores de dureza e de resistência à tração. Portanto, é necessário que o tratamento térmico seja escolhido e aplicado criteriosamente, para que os inconvenientes apontados sejam reduzidos ao mínimo.

Pela simples aplicação de um tratamento térmico, não se verifica qualquer alteração da composição química do aço. Há casos, entretanto, em que interessa somente uma modificação parcial de certas propriedades mecânicas, como por exemplo, melhorar superficialmente a dureza do aço. Esse efeito pode ser conseguido pela alteração superficial da sua composição química (SPIM, 2007).

Os tratamentos em que a combinação de operações de aquecimento e resfriamento é realizada em condições tais que conduzam a uma modificação parcial de suas propriedades mecânicas serão chamados de “tratamentos superficiais”.

2.2.1 Curvas de resfriamento

2.2.1.1 Diagrama TTT (temperatura-tempo-transformação)

O diagrama de equilíbrio Fe-C representa as transformações que ocorrem ao longo do resfriamento do material, mas observando baixíssimas taxas de resfriamento (aproximadamente $0,0216 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$).

Segundo Spim (2007), com o aumento da taxa de resfriamento, pode-se ocorrer a formação de estruturas e fases que não são vistas no diagrama de equilíbrio. Para estes casos, existem diagramas apropriados, os quais representam as fases e estruturas que podem ser observadas em sistemas de liga que solidificam ou resfriam sob altas taxas. Este diagrama é chamado diagrama TTT, o qual representa a formação de fases para diferentes taxas de resfriamento. Este diagrama é também conhecido como curvas em “C”.

Mahl et al. (2005) explica que devido a sua forma em “C”, o diagrama TTT representa que as reações são lentas tanto em temperaturas relativamente baixas como nas próximas à temperatura de transformação. Nas regiões intermediárias, estas reações são mais aceleradas, pois:

- a) a variação da energia livre é suficiente para ajudar a nucleação das novas fases e;
- b) a difusão térmica é bastante rápida.

Por meio de um resfriamento bastante rápido é possível evitar o “joelho” da curva de transformação, de forma que o aço atinge a temperatura ambiente sem se transformar em ferrita α e cementita (Fe_3C).

O diagrama TTT não é um diagrama de equilíbrio, pois indica variações que ocorrem com o tempo como variável.

Na **Figura 2** é representada um esquema de um diagrama TTT para um aço genérico, tendo curvas de transformação isotérmicas até completar a reação (SHACKELFORD, 2000).

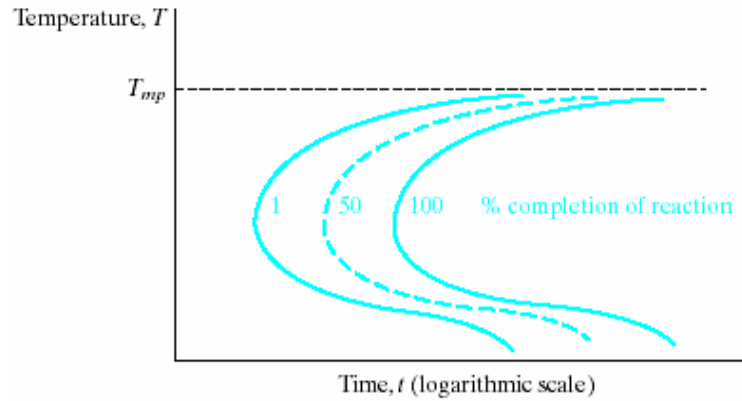


Figura 2 – Diagrama TTT genérico (SHACKELFORD, 2000).

Na **Figura 3** é representada os vários tipos de microestrutura final que o material pode ter, dependendo da temperatura de transformação, a partir da austenita (SHACKELFORD, 2000).

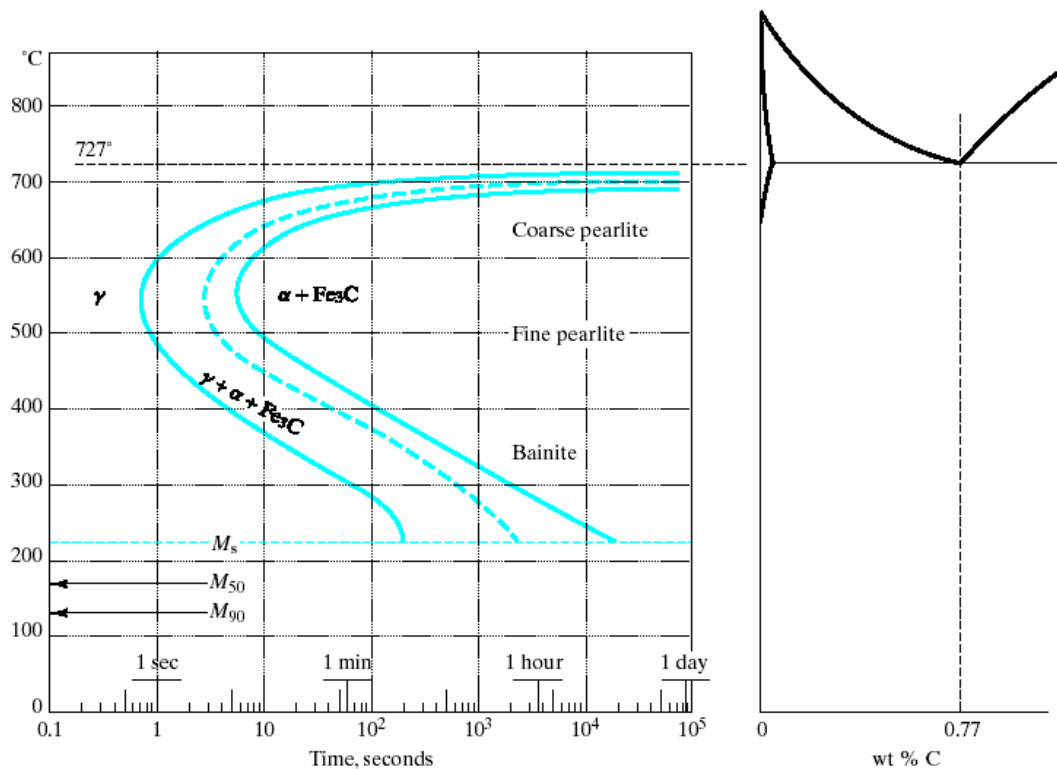


Figura 3 – Diagrama TTT para um aço eutetóide (SHACKELFORD, 2000).

Por exemplo, o resfriamento lento, como representado na **Figura 4**, leva a formação de uma perlita grosseira que, uma vez formada, permanece estável com o resfriamento posterior (SHACKELFORD, 2000).

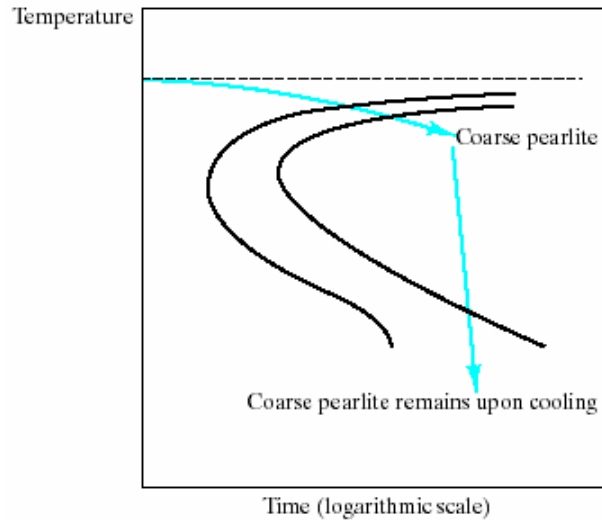


Figura 4 – Formação de perlita grosseira (SHACKELFORD, 2000).

Segundo Shackelford, (2000), a formação da perlita fina ocorre em temperaturas menores, até cerca de 400 °C. Abaixo desta temperatura ocorre a formação de uma estrutura conhecida como bainita, que é uma distribuição de ferrita e cementita mais fina que a perlita (**Figura 5**).

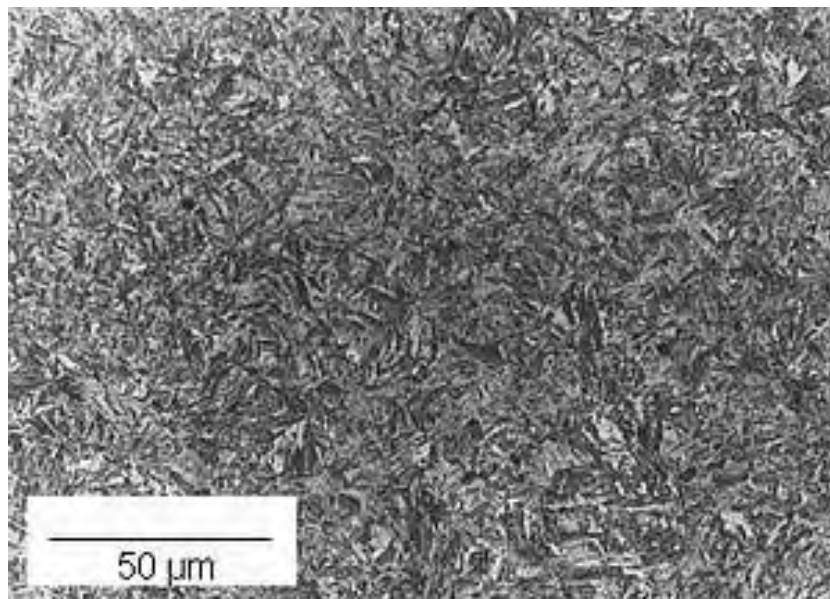


Figura 5 – Microestrutura de bainita (SHACKELFORD, 2000).

A transformação martensítica também é representada na **Figura 3**, resultado de um processo de resfriamento brusco da austenita, onde a transformação ocorre por cisalhamento (SILVA; MEI, 1998).

Se o resfriamento a partir da temperatura de austenitização for suficientemente rápido para não cruzar o cotovelo de transformação do diagrama TTT (aproximadamente 550 °C), a transformação por difusão é suprimida e a instabilidade da austenita é aumentada, conforme a diminuição da temperatura. Próxima de 215 °C, a instabilidade da austenita é tão grande que inicia a transformação da mesma em martensita (linha Ms).

Vários estágios de transformação da austenita em martensita são representados na **Figura 3**, de modo que cerca de 50 °C se completa a transformação, para o aço eutetóide (SHACKELFORD, 2000).

Alguns fatores que influenciam o diagrama TTT:

- a) composição química: em geral com o aumento do teor de carbono a curva desloca-se para a direita (com exceção do cobalto, os elementos de ligação como o carbono);
- b) tamanho de grão: quanto maior o tamanho de grão, mais demorada será a transformação da austenita, deslocando a curva para a direita.

2.2.1.2 Diagrama TRC (transformação por resfriamento contínuo)

As transformações dos aços nos processos industriais ocorrem majoritariamente por resfriamento contínuo, e não isotermicamente (SILVA; MEI, 1998). Por essa razão, é conveniente utilizar-se das curvas de resfriamento contínuo.

Para uma situação de resfriamento contínuo, o tempo exigido para que uma reação tenha o seu início e o seu término é retardado. Desta forma, as curvas isotérmicas são deslocadas para tempos mais longos e para temperaturas menores, como representado na **Figura 6** (SHACKELFORD, 2000).

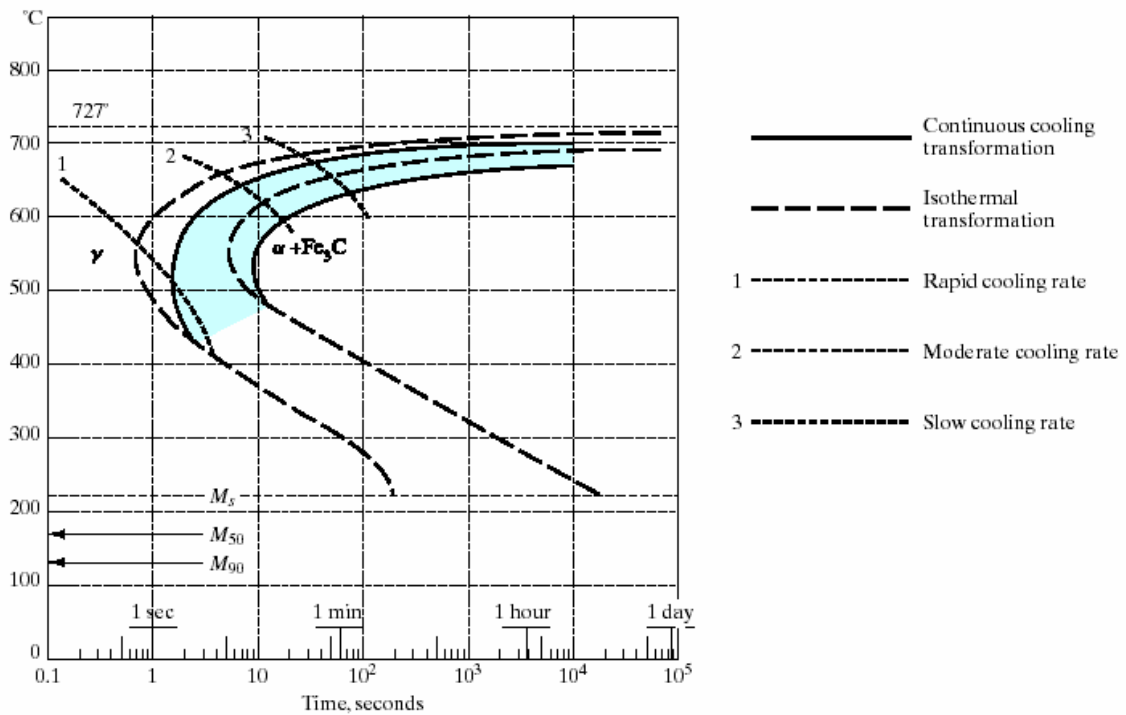


Figura 6 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo superposto com diagrama de transformação isotérmica (SHACKELFORD, 2000).

As curvas TTT não correspondem exatamente aos processos usuais de tratamento térmico, no entanto são importantes para compreensão das transformações.

Segundo Mahl et al. (2005), a estrutura obtida em uma transformação isotérmica é uniforme, pois os fenômenos de nucleação, crescimento dos grãos, difusão, etc., ocorrem a uma mesma temperatura. No resfriamento contínuo, a estrutura final é uma mistura de estruturas, cada qual obtida em níveis de temperatura diferentes.

Os produtos microestruturais para curvas com taxas de resfriamento moderadamente rápidas e taxas de resfriamento moderadamente lentas são a perlita fina e a perlita grosseira, respectivamente.

Para o resfriamento contínuo de uma liga de aço, existe uma taxa de têmpera crítica, que representa a taxa mínima de têmpera, que irá produzir uma estrutura totalmente martensítica. Essa taxa, quando representada no diagrama TRC, não atingirá a curva C, onde a transformação em perlita tem início.

De acordo com Callister (2002), é bastante interessante o fato de que a taxa de resfriamento crítica é diminuída até mesmo pela presença de carbono. De fato, ligas de ferro-carbono que contêm menos de 0,25% em peso de carbono não são normalmente tratadas termicamente para formar martensita, uma vez que são necessárias taxas de têmpera muito rápidas para serem utilizadas na prática.

Outros elementos de liga, especialmente efetivos em tornar os aços tratáveis termicamente são: cromo, níquel, molibdênio, manganês, silício e tungstênio; contudo, esses elementos devem se encontrar na forma de uma solução sólida com a austenita quando do procedimento de têmpera.

Callister (2002) resume muito bem o diagrama TRC: é um diagrama de fases onde o parâmetro tempo é introduzido.

2.2.2 Tipos de tratamentos térmicos

2.2.2.1 Normalização

Segundo Torres (2002), o objetivo fundamental da normalização de chapas grossas estruturais é a elevação de sua tenacidade; em segundo lugar vem a uniformização de suas propriedades mecânicas, incluindo a minimização da anisotropia.

De acordo com Krauss (1990), a normalização é um tratamento térmico que produz uma microestrutura uniforme de ferrita e perlita. Em aços hipoeutetóides (mais comuns industrialmente e onde se enquadram praticamente 100% dos aços para vasos de pressão) o tratamento se dá a uma temperatura acima de A_{c3} (normalmente em torno de 900 °C), a fim de assegurar a completa austenitização do material, seguido de um resfriamento natural ao ar.

Na **Figura 7** é representada, de maneira esquemática, o tratamento térmico de normalização.

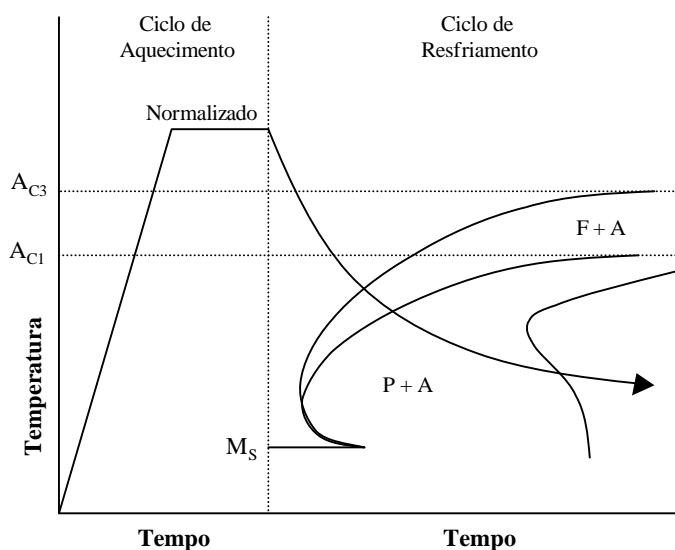


Figura 7 – Tratamento térmico de normalização (KRAUSS, 1990).

A normalização é usada como tratamento preliminar à têmpera e ao revenido, justamente para produzir estrutura mais uniforme do que a obtida por laminação, além de reduzir a tendência ao empenamento e facilitar a solução de carbonetos e elementos de liga (TORRES, 2002).

Segundo Gorni et al. (2006), dois fatores são primordiais para que sejam conseguidos os efeitos desejados da normalização: as condições de austenitização e a microestrutura prévia da chapa.

Cochrane (1989) cita que o aquecimento das chapas no tratamento de normalização deve ser feito sob condições de temperatura e tempo tais que proporcionem austenitização e uniformização plena da microestrutura da chapa. Valores relativamente baixos de temperatura e tempo de encharque podem levar a austenitização parcial da chapa, condição que reduz tanto sua resistência mecânica como tenacidade ao final do tratamento térmico.

Gorni et al. (2006), descreve que a microestrutura final da chapa grossa se forma a partir dos grãos ferríticos que não sofreram transformação durante o aquecimento da chapa, condição que gera estrutura grosseira e contendo subestruturas.

Já temperaturas excessivas podem levar à formação de microestrutura totalmente austenítica, mas com grãos grosseiros, comprometendo igualmente as propriedades mecânicas do produto. Contudo, um ligeiro excesso de temperatura, acima do valor estritamente necessário para promover plena austenitização da chapa, tende a elevar sua tenacidade devido à pequena dissolução dos carbonetos presentes nos contornos de grão (GORNI et al. 2006).

A determinação da temperatura de austenitização no tratamento de normalização deve balancear os efeitos contraditórios exercidos sobre a tenacidade pelo crescimento do tamanho de grão e pela dissolução dos carbonetos entre seus contornos.

O trabalho realizado por Castro et al. (1992) mostrou a influência do tratamento térmico de normalização nas propriedades mecânicas de um aço ao carbono-mangânês-nióbio, da classe de 500 MPa de LR, a partir de diversas condições de laminação de chapas de 25 mm de espessura. O estudo foi realizado em escala piloto, mas a partir de um aço produzido em escala industrial, via lingotamento convencional. A composição química deste aço é apresentada na **Tabela 6**.

Tabela 6 – Composição química do aço utilizado em escala piloto (CASTRO et al., 1992).

Elemento químico	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	O _{total}	N
% em peso	0,14	0,39	1,35	0,026	0,007	0,052	0,022	0,0017	0,0047

Os resultados, após a normalização, apresentados sucintamente na **Tabela 7**, indicam que:

- a) houve uma maior perda nos valores de resistência mecânica da chapa proveniente da laminação convencional, quando comparados com os da chapa produzida por laminação controlada (esta queda maior pode ser creditada ao efeito da normalização na distribuição dos precipitados, ocorrendo coalescimento destes, sendo este efeito mais marcante nas chapas provenientes da laminação convencional);

- b) os aços sujeitos à laminação convencional, seguida de normalização, apresentaram um ganho maior de tenacidade, medida pelo ensaio CVN (ΔJ e ΔT para 50 J), em comparação aos normalizados, após laminação controlada (além do coalescimento dos precipitados, contribuiu fortemente para este ganho o refinamento do grão ferrítico).

Tabela 7 – Variação das propriedades mecânicas dos aços após normalização (CASTRO et al., 1992).

Condição	ΔLE (MPa)	ΔLR (MPa)	ΔJ (-40 °C)	ΔJ (-20 °C)	ΔT p/ 50 J
I	-77	-71	+32	+50	-60
II	-54	-41	+22	+20	-20

Obs.: a temperatura de reaquecimento das placas foi de 1240 °C.

Onde: I = laminação convencional + normalização;

II = laminação controlada + normalização.

Segundo Gorni et al. (2006), a microestrutura prévia à normalização pode ser “herdada” até certo ponto pelo produto final, especialmente se a austenitização não for completa durante o tratamento de normalização. Isso é particularmente válido para chapas que apresentem estruturas pós-laminação excessivamente grosseiras ou que contenham ferrita Widmanstätten.

A obtenção de microestruturas ideais após a normalização requer plena austenitização e homogeneização do material durante o aquecimento da chapa, especialmente em termos da distribuição do carbono, manganês e silício.

Ainda segundo Gorni et al. (2006), essa condição é favorecida caso a chapa apresente estrutura refinada previamente à normalização. Esse fato já é reconhecido por algumas siderúrgicas, nas quais as chapas grossas a serem normalizadas são laminadas sob baixas temperaturas de acabamento.

Os constituintes que se obtém na normalização são ferrita e perlita fina, ou cementita e perlita fina. Eventualmente, dependendo do tipo de aço, pode-se obter a bainita.

2.2.2.2 Resfriamento rápido

É um dos tratamentos térmicos mais importantes dos aços, principalmente para aqueles utilizados na construção mecânica. Atualmente vem sendo muito estudada sua aplicação em aços ao carbono-manganês como meio para melhorar a tenacidade do material.

Segundo Spim (2007), as condições de aquecimento são muito similares às que ocorrem na normalização, contudo, o resfriamento é muito rápido. Para que ocorra este resfriamento, geralmente empregam-se meios líquidos, onde as peças são mergulhadas após serem aquecidas convenientemente.

Chapas normalizadas apresentam adições de ligas, tais como cromo, molibdênio, nióbio e vanádio, justamente para assegurar as propriedades mecânicas após o TTPS. Contudo, durante o processo de lingotamento contínuo das placas, pode ocorrer segregação destes elementos na região central do material que, em níveis elevados, podem gerar problemas de trincas durante os processos de soldagem e conformação das chapas.

Segundo Marques, Modenesi e Bracarense (2005), durante a soldagem por fusão dos materiais, podem ocorrer trincas de solidificação, já que a maior probabilidade disso ocorrer é justamente em materiais com composições químicas que contenham elementos de ponto de fusão muito diferentes, gerados, principalmente, pelas segregações (composições com teores mais elevados de impurezas e de elementos de liga).

Segundo Silva e Paranhos (2003), três teorias têm sido formuladas para explicar o fenômeno da fissuração a quente. A primeira refere-se à fusão da região segregada do metal da solda, onde, no final da solidificação da solda, um filme líquido de baixo ponto de fusão ocupa os contornos de grão, espaço interdendrítico ou intercelular. Assim, o metal fica incapaz de suportar os esforços mecânicos de contração da solda.

A segunda retrata a fusão da região segregada da ZTA. Durante a soldagem, a ZTA fica submetida a temperaturas desde o ponto de fusão da liga até a temperatura de pré-aquecimento, formando um gradiente térmico contínuo a partir da interface. Nestas condições, é favorável a ocorrência de filmes líquidos nos contornos de grãos, simultaneamente, com tensões de contração de solda.

A terceira é baseada na queda de ductilidade que ocorre numa faixa de temperatura pouco inferior às temperaturas finais de solidificação. Nestas condições, o metal não teria tenacidade suficiente para suportar as tensões geradas pela soldagem.

Já durante a conformação, outro ponto a ser considerado é que a região de segregação, por ser uma região mais dura, pode servir como concentrador de tensões, para iniciar uma trinca, ao se conformar a chapa para fabricação do equipamento. As segregações presentes, por serem mais duras, não se deformam com a mesma plasticidade do material como um todo. Por este motivo, estas regiões podem ser consideradas como concentradoras de tensões e podem gerar trincas, ou durante a conformação da chapa ou durante a vida útil do equipamento, podendo levar a uma falha catastrófica.

Assim, o resfriamento acelerado tem por finalidade minimizar estes problemas, uma vez que as propriedades mecânicas serão asseguradas pela modificação da microestrutura devido ao tratamento térmico, e não pela adição de elementos de liga, o que resultará num aço com menor probabilidade de ocorrência de segregações centrais. Ainda, pela não adição de elementos de liga, tem-se um aço com baixo carbono equivalente, melhorando os aspectos de soldabilidade do aço.

Segundo Mahl et al. (2005), a velocidade de resfriamento do aço, partindo da austenita, também influencia no aparecimento do bandeamento. Quanto mais lento for o resfriamento, mais bandada será a microestrutura. Este fato pode ser explicado devido ao carbono ter tempo para difundir-se para as zonas austeníticas, favorecendo, portanto, a transformação da austenita em distintos constituintes, como ferrita e perlita. Os elementos presentes em bandas segregadas diminuem a temperatura de transformação Ac_3 se forem gamagênicos (aumentam o campo da formação da austenita) ou elevam se forem alfa-gênicos (diminuem o campo da formação da austenita).

Se, durante um resfriamento lento das zonas segregadas, predominar o caráter gamagênico dos solutos, serão as zonas não segregadas as primeiras a se transformarem em uma banda de ferrita. Por conseqüência, o carbono expulso da ferrita, originará posteriormente uma banda de perlita. Se, ao contrário, os elementos segregados tiverem características alfacêmicas, serão as zonas segregadas que se formarão primeiro e, as bandas de perlita se formariam em zonas não segregadas.

Quando o resfriamento é rápido (não segue o diagrama de equilíbrio) vale a lógica de maior temperabilidade para as zonas segregadas frente às não segregadas. Normalmente, formam-se bandas de bainita ou martensita juntamente com bandas de perlita.

Mahl et al. (2005) estudou a influência das condições de resfriamento no grau de bandejamento estrutural em produtos laminados. Foram realizados ensaios em diferentes taxas de resfriamento, simulando o resfriamento, visando melhorar a ductilidade dos materiais. Na **Tabela 8** é apresentada a composição química do aço utilizado no estudo.

Tabela 8 – Análise química do aço (MAHL et al., 2005).

Elemento químico	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Ti	Al	B	N₂ ppm
% em peso	0,21	1,15	0,28	0,009	0,024	0,06	0,14	0,04	0,03	0,002	52

Nas amostras ensaiadas foi realizado um tratamento de normalização para que se tivesse uma maior homogeneidade na microestrutura e, desta forma, eliminar o efeito do resfriamento do laminador.

Foram utilizadas as seguintes taxas de resfriamento: 6; 12; 18; 24; 30; 45; 60; 90; 120; 180 e 240 °C/min, sendo realizados dois ensaios para cada uma das taxas de resfriamento.

O ciclo térmico utilizado durante os ensaios é representado de forma esquemática na **Figura 8**.

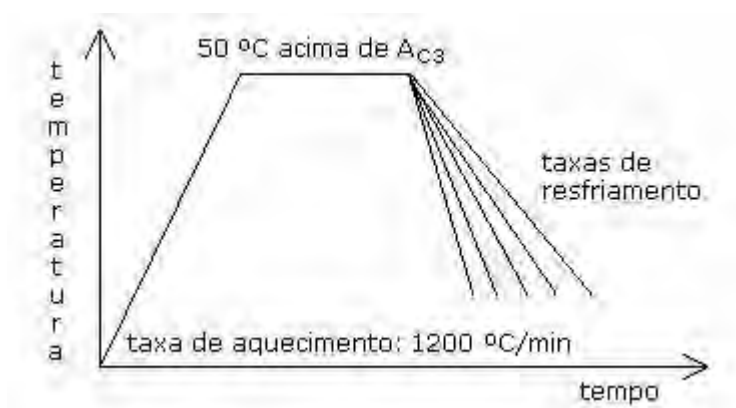


Figura 8 – Tratamentos térmicos com diversas faixas de resfriamento (MAHL et al., 2005)

Segundo Mahl et al. (2005), por meio da análise das microestruturas, foi possível verificar que a taxa de resfriamento influencia no grau de bandeamento. Foi verificado que houve uma diminuição no espaçamento entre bandas de ferrita e perlita. Para as taxas de resfriamento superiores a 30 °C/min, o bandeamento não se mostrou significativo, devido ao menor tempo para a difusão dos solutos.

Observou-se quantitativamente que o espaçamento entre as bandas diminui com o aumento da taxa de resfriamento, confirmando as análises microestruturais.

Mahl et al. (2005) cita que, desta forma, pode-se relacionar o bandeamento às taxas menores de resfriamento, favorecendo os fenômenos de difusão na austenita durante a transformação da austenita em ferrita α .

2.2.2.3 Revenimento

O revenimento é o tratamento térmico que normalmente acompanha o resfriamento rápido, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por este. Além de aliviar ou remover as tensões internas, corrige as excessivas dureza e fragilidade do material, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque.

Segundo Spim (2007), o revenido melhora a ductilidade do aço, reduz os valores de dureza e resistência à tração, ao mesmo tempo em que as tensões internas são aliviadas ou eliminadas.

Na **Figura 9** é representada o efeito da temperatura de revenido na dureza do material.

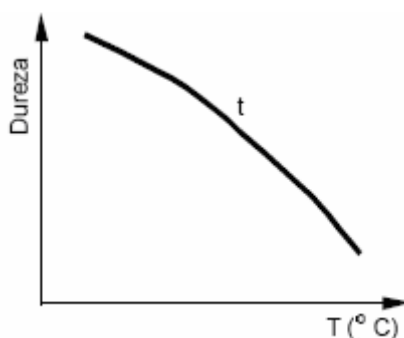


Figura 9 – Exemplo esquemático sobre o efeito da temperatura de revenido na dureza do material para um tempo determinado (MARTINS, 2002).

O revenimento consiste no reaquecimento do aço a temperaturas inferiores à da zona crítica, selecionadas a partir da dureza final desejada, seguida de resfriamento ao ar. Este tratamento deve estar sempre associado com o resfriamento rápido para possibilitar o alívio das tensões originadas a partir das transformações microestruturais que ocorrem durante o resfriamento rápido da austenita.

Segundo Grum, Slavko e Zupancic (2001), essas tensões são de tal ordem que impossibilitam o uso direto da chapa de aço, sem revenimento, na grande maioria dos casos.

O revenido vem, portanto, resgatar a propriedade de tenacidade necessária em cada situação de uso do componente mecânico, ferramentas de conformação e outras (PIETIKÄINEN, 1999).

Os fenômenos associados ao revenido são:

- a) segregação do carbono para os defeitos de rede;
- b) precipitação de carbonetos e/ou outros compostos, em conformidade com a composição química do material;
- c) transformação da austenita retida para martensita;
- d) decomposição da estrutura martensítica;
- e) coalescência de precipitados.

Segundo Oliveira (1994), as reações ocorridas durante o revenido estão diretamente ligadas à adição de elementos de liga ao aço, ou seja, com o aumento da temperatura e tempo de revenido a dureza decresce menos do que nos aços comuns ao carbono.

Conforme as temperaturas de revenido verificam-se as seguintes transformações:

- a) entre 25 e 100 °C ocorre segregação ou uma redistribuição do carbono em direção as discordâncias; essa pequena precipitação localizada do carbono pouco afeta a dureza. O fenômeno é predominante em aços de alto carbono;
- b) entre 100 e 250 °C, também chamado de primeiro estágio do revenido, ocorre a precipitação de carboneto de ferro do tipo epsilon (Fe_{2-3}C), e reticulado hexagonal; este carboneto pode estar ausente em aços de baixo carbono e de baixo teor em liga; a dureza Rockwell começa a cair, podendo chegar a 60 HRC;
- c) entre 200 e 300 °C, também chamado de segundo estágio do revenido, ocorre transformação de austenita retida em ferrita e cementita em aços-carbono de médio e alto teor de carbono; a dureza Rockwell continua a cair;

- d) entre 250 e 350 °C, também chamado de terceiro estágio do revenido, forma-se um carboneto metaestável, de fórmula Fe_5C_2 ; quando essa transformação se verifica em aços de alto carbono, a estrutura visível ao microscópio é uma massa escura que era chamada de troostita, denominação não mais utilizada; a dureza Rockwell continua caindo, podendo atingir valores pouco superiores a 50 HRC;
- e) entre 400 e 600 °C ocorre uma recuperação da subestrutura de discordância; os aglomerados de Fe_3C passam a uma forma esferoidal, ficando mantida uma estrutura de ferrita fina acicular; a dureza Rockwell cai para valores variando de 25 a 45 HRC;
- f) entre 500 e 600 °C, somente nos aços contendo titânio, cromo, molibdênio, vanádio, nióbio ou tungstênio, ocorre precipitação de carbonetos na liga; a transformação é chamada de endurecimento secundário ou quarto estágio do revenido;
- g) Finalmente, entre 600 e 700 °C ocorre decomposição da estrutura; a cementita precipitada apresenta forma nitidamente esferoidal; a ferrita apresenta forma equiaxial; a estrutura é frequentemente chamada esferoidal e caracteriza-se muito tenaz e de baixa dureza, variando de 5 a 20 HRC.

Portanto, percebe-se que a temperatura de revenido pode ser escolhida de acordo com a combinação de propriedades mecânicas que se deseja no aço temperado.

Na operação de revenido não importa somente a temperatura do tratamento, como também o tempo de permanência à temperatura considerada.

Dependendo da temperatura em que se processa o revenido, a modificação estrutural é tão intensa que, determinados aços adquirem as melhores condições de usinabilidade (SPIM, 2007).

2.2.2.4 Alívio de tensões

Segundo Marques, Modenesi e Bracarense (2005), quando um material é aquecido, suas dimensões aumentam proporcionalmente à variação de temperatura ($\Delta T = T - T_0$), isto é:

$$\Delta l = l - l_0 = l_0 \alpha \Delta T \quad (1)$$

Onde, (Δl) é a variação do comprimento inicial (l_0) e α é o coeficiente de dilatação térmica linear. Se um objeto for aquecido e resfriado uniformemente e não existirem restrições às suas variações dimensionais, estas não resultam em efeitos mecânicos importantes no objeto. Contudo, se a variação da temperatura não for uniforme ao longo da peça ou se esta não puder se expandir ou contrair livremente durante o ciclo térmico, tensões residuais e/ou distorções podem se desenvolver.

Como um exemplo inicial, considere três barras metálicas de mesmo comprimento e seção, presas a bases comuns em suas extremidades, de forma que nenhuma pode se alongar independentemente das outras (**Figura 10**).

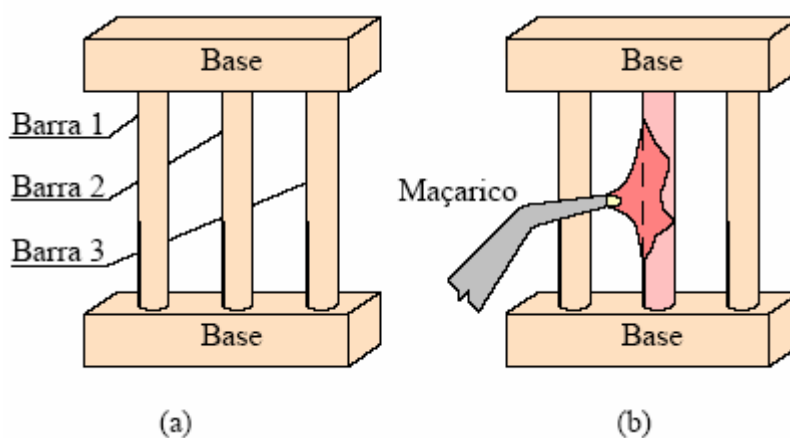


Figura 10 – (a) Conjunto de barras presas nas extremidades; (b) Barra central sendo aquecida (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2005).

Se apenas a barra central for aquecida, ela tenderá a se dilatar, mas será restringida pelas outras. Como resultado, tensões de compressão se desenvolverão na barra central e, nas externas, tensões de tração de magnitude igual à metade do valor na barra central.

Na **Figura 11** é representada a evolução da tensão longitudinal média na barra central em função de sua temperatura.

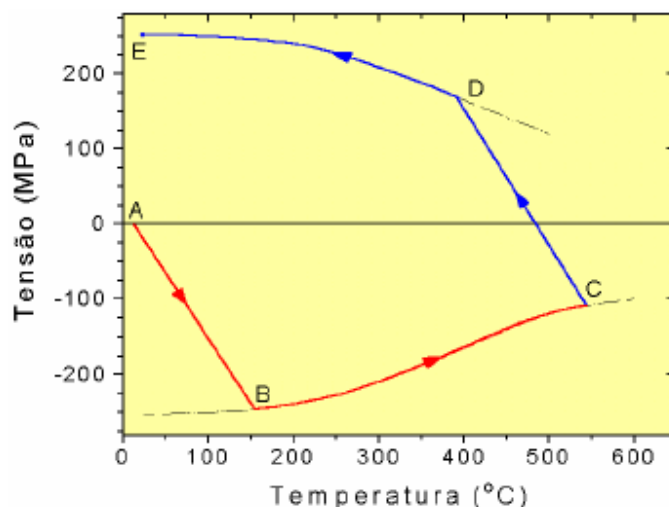


Figura 11 – Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2005).

Segundo Modenesi (2001), no início do aquecimento (**Figura 11**, A-B), as tensões e deformações na barra central serão elásticas. Como as barras mantêm o mesmo comprimento, a dilatação térmica tem de ser compensada por deformações elásticas, e a seguinte relação deve ser obedecida:

$$\frac{\sigma_c}{E_t} + \alpha\Delta T + \frac{\sigma_i}{E} = 0 \quad (2)$$

Onde, E e E_t são, respectivamente, os módulos de elasticidade do material à temperatura ambiente e à temperatura (T) da barra central e σ_c e σ_l são os valores de tensão na barra central e nas barras laterais. Como as barras têm a mesma seção, $\sigma_l = 0,5\sigma_c$, e, assim:

$$\sigma_c = -\alpha\Delta T \frac{2E}{1 + 2E/E_t} \quad (3)$$

Quando a tensão na barra central (σ_c) atinge o limite de escoamento, esta barra passa a se deformar plasticamente (ponto B, **Figura 11**). Considerando um aço com um limite de escoamento de 250 MPa, $E = E_t = 210$ GPa e $\alpha = 1,3 \times 10^{-5}$ m/(m °C), a temperatura na barra central para o início de sua deformação plástica pode ser estimada, com a equação 3, em cerca de 165 °C (considerando $T_0 = 25$ °C).

Acima desta temperatura, a barra se deforma plasticamente, não sendo mais capaz de retomar ao seu comprimento inicial após ser resfriada. Como o limite de escoamento tende a diminuir com a temperatura, o valor da tensão na barra central tende a cair à medida que a sua temperatura aumenta e a barra se deforma plasticamente (curva BC, **Figura 11**). Se o aquecimento é retirado no ponto C, a barra central passa a se contrair com a queda da temperatura. Devido às restrições impostas pelas barras externas, as tensões de compressão na barra central são reduzidas e, eventualmente, tensões de tração passam a atuar nela até que o limite de escoamento (agora sob condições de tração) seja atingido no ponto D (MODENESI, 2001).

Ao final do processo, quando a barra central retornar à temperatura ambiente, esta, em função de sua deformação plástica, terá um comprimento menor que o das barras externas. Assim, com as barras estão unidas, tensões residuais de tração, da magnitude do limite de escoamento do material, existirão na barra central (ponto E). Nas barras externas, para se manter o equilíbrio de forças, existirão tensões de compressão de valor igual à metade da tensão na barra central.

Marques, Modenesi e Bracarense (2005) comparam este exemplo da barra com uma junta soldada, associando-se a região da solda com a barra central e as regiões mais afastadas do metal de base, com as barras externas. Com base neste raciocínio, pode-se esperar como consequência da operação de soldagem, o desenvolvimento de tensões residuais de tração na região da solda e de tensões de compressão no metal de base.

Na **Figura 12** é representada, de maneira esquemática, a distribuição de tensões residuais na montagem das barras como a esperada em uma solda.

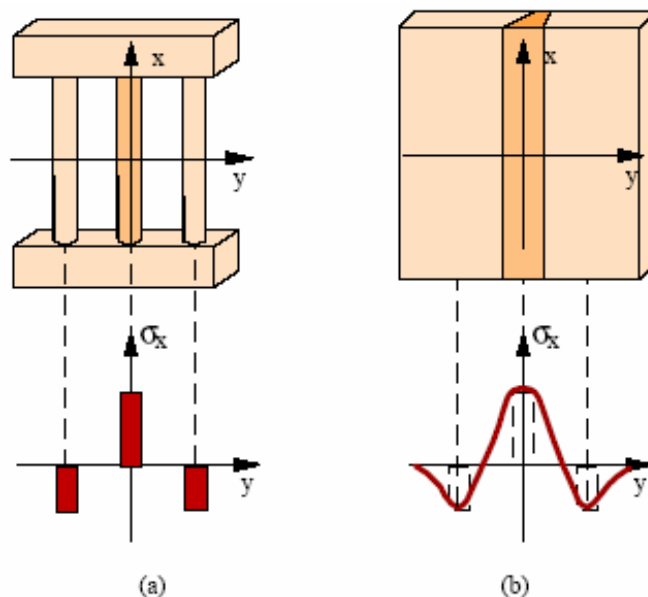


Figura 12 – Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b) (MODENESI, 2001).

Na **Figura 13** é representada o desenvolvimento de tensões devido ao aquecimento não uniforme de uma junta soldada. Na seção AA', muito distante da poça de fusão e ainda não aquecida pela fonte de calor, não existem variações de temperatura e o material ainda está isento de tensões. Na seção BB', junto à poça de fusão, o material aquecido tende a se expandir sendo, contudo, restringido pelas regiões mais frias da peça, gerando assim, tensões de compressão em regiões próximas à ZF e tensões de tração nas regiões um pouco mais afastadas. Quando o seu limite de escoamento é atingido, o material aquecido deforma-se plasticamente em compressão. Na poça de fusão, como o material está líquido, as tensões são nulas. Com o resfriamento e após a solidificação da solda, o material passa a se contrair, sendo novamente impedido pelas regiões mais frias e afastadas da solda. Assim, na seção CC' surgem tensões de tração junto ao cordão e de compressão nas regiões mais afastadas. Estas tensões aumentam de intensidade levando ao escoamento da região aquecida. Após o resfriamento completo, seção DD', as tensões residuais no centro da solda chegam a níveis próximos ao limite de escoamento do material e existe uma distribuição de tensão similar à representada na **Figura 12**.

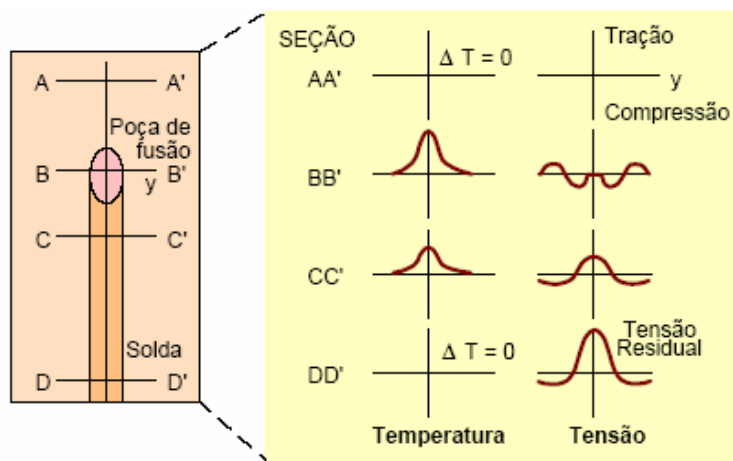


Figura 13 – Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem (MODENESI, 2001).

Segundo Torres (2002), os efeitos prejudiciais provocados pelo processo de soldagem, e que justificam o TTPS são, entre outros:

- a) aumento de dureza;
- b) redução de resistência à corrosão sob tensão;
- c) redução de resistência à fissuração por hidrogênio;
- d) redução de resistência à fadiga;
- e) aumento da possibilidade de propagação de defeitos na solda.

Com algumas simplificações, o TTPS consiste em aquecer uniformemente o equipamento de modo que o LE do material fique reduzido a valores inferiores às tensões residuais. Nesta condição, as tensões residuais provocam deformações plásticas localizadas e diminuem de intensidade. Durante a primeira hora de tratamento ocorre a maior redução de tensões. Esta redução se dá devido à elevada temperatura (em geral acima de 600 °C) do tratamento, que provoca o escoamento localizado pela redução do LE. Nos casos de TTPS com tempo de encharque de muitas horas, o fenômeno de fluência pode se manifestar e também contribuir para a redução das tensões. Os aços resistentes à fluência, ou com elevados teores de cromo e molibdênio, requerem temperatura e tempo maiores que os aços carbono ou carbono-manganês (TORRES, 2002).

Para vasos de pressão projetados segundo código ASME Seção VIII (2004, adenda 2006), no caso do aço ASTM A-516 grau 70, o tratamento térmico pós-soldagem, quando requerido, deve ser realizado segundo os seguintes parâmetros:

- a) até 427 °C as taxas de aquecimento e resfriamento são livres;
- b) taxa de aquecimento: $\leq 3,7$ °C/min;
- c) temperatura de encharque: $\geq 593,3$ °C;
- d) tempo de encharque:
 - d.1) até 50 mm de espessura: 60 min / 25 mm (15 min mínimo);
 - d.2) acima de 50 mm: 120 min mais 15 min a cada 25 mm adicional;
- e) taxa de resfriamento: $\leq 4,6$ °C/min.

Segundo estudo realizado Benini (1979), a influência de diversos tratamentos térmicos foi avaliada no ensaio CVN, em amostras de chapas ASTM A-516 grau 70 de 54 mm de espessura. Os resultados são apresentados na **Tabela 9**.

Tabela 9 – Resultados do ensaio de CVN em função do TT (BENINI, 1979).

CP	Ciclo Térmico	Taxa de Aquecimento (°C/h)	Taxa de Resfriamento (°C/h)	CVN a -20 °C (J)
1	Chapa sem TT	-	-	45
2 (1 ciclo)	600°C / 270 min	80	100	39
3 (2 ciclos)	600°C / 270 min	80	100	30
	565,5°C / 300 min			
4 (3 ciclos)	600°C / 270 min	80	100	31
	565,5°C / 300 min			
	565,5°C / 60 min			
5 (3 ciclos)	600°C / 270 min	80	100	31
	565,5 °C / 300 min			
	565,5 °C / 120 min			
6 (3 ciclos)	600 °C / 270 min	80	100	29
	565,5 °C / 300 min			
	565,5 °C / 180 min			

Segundo Torres (2002), é comum a queda nos limites de escoamento e resistência com o TTPS. Esta queda é, contudo, também normalmente acompanhada por um aumento na temperatura de transição do ensaio CVN. De acordo com Cochrane (1975), em aços acalmados ao silício, esta perda nas propriedades de tração pode estar relacionada, pelo menos parcialmente, à precipitação do nitrogênio intersticial na forma de nitretos de manganês e silício.

As causas do aumento na temperatura de transição são menos claras, mas diversas suposições têm sido feitas e, provavelmente, a fragilização de revenimento pode ocorrer durante o ciclo térmico do TTPS, principalmente quando se utilizam baixas taxas de aquecimento e resfriamento.

Uma alternativa aceita é que a fragilização pode resultar da formação de cementita grossa no contorno de grão, podendo atuar como um potencial iniciador de trinca. Segundo estudo realizado por Cochrane (1975), o aumento da temperatura de transição apresenta uma boa correspondência com o tamanho das partículas de cementita nos contornos de grãos. Na **Tabela 10** é apresentada, de uma forma sucinta, estes resultados, enquanto na **Tabela 11** é apresentada a composição química do aço utilizado no estudo.

Tabela 10 – Influência dos tratamentos térmicos pós-solda (COCHRANE, 1975).

Tratamento Térmico	LE (MPa)	LR (MPa)	Perlita (%)	TGF $d^{-1/2}$ ($\text{mm}^{-1/2}$)	T (°C)	Tamanho Cementita Esferoidizada (μm)
					Transição 50% fratura dúctil	
Sem tratamento	281	498	32,2	8,5	35	0,4
600 °C por 180 min (resfr. Ar)	250	435	27,1	8,35	27	0,4
600 °C por 180 min (resfr. forno)	246	418	30,6	8,4	35	0,45
600 °C por 180 min (taxas de aquec. e resfr. de 0,83 °C/min)	284	495	32,2	8,8	52	0,6
600 °C por 180 min (taxas de aquec. e resfr. de 0,33 °C/min)	240	410	29,0	8,4	35	1,1
600 °C por 180 min (taxas de aquec. e resfr. de 0,083 °C/min)	252	444	32,0	8,9	50	1,64

Tabela 11 – Análise química do aço utilizado (COCHRANE, 1975).

Elemento químico	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Cu	N
% em peso	0,20	1,40	0,20	0,025	0,013	0,05	0,035	0,11	-

Outro estudo que mostra a elevação da temperatura de transição com o TTPS, comparativamente com a chapa na condição de normalizada, foi realizado por Fletcher (1998). Na **Figura 14** é representada este efeito prejudicial à tenacidade.

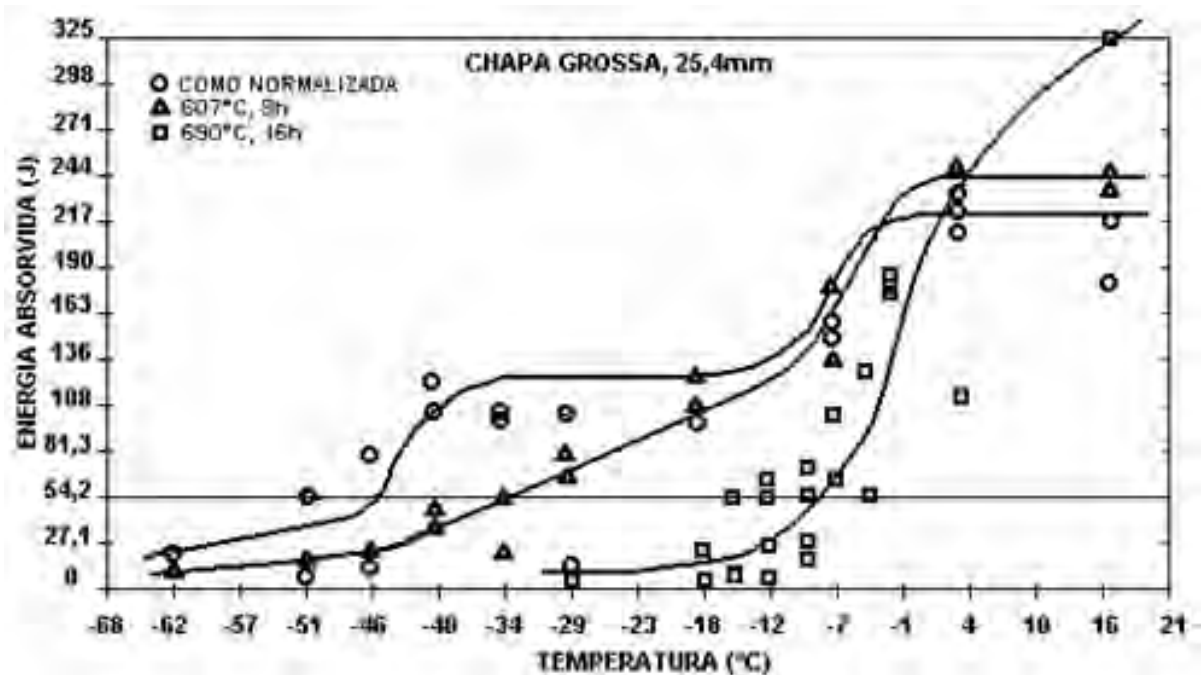


Figura 14 – Efeito do TTPS na tenacidade do aço (FLETCHER, 1998).

Segundo Torres (2002), na definição de tempo de encharque e temperatura do TTPS, deve-se levar em conta o número de reparos e manutenções que o vaso poderá sofrer durante sua vida em operação, já que qualquer reparo por solda no equipamento levaria a um novo ciclo de TTPS e, conseqüentemente, a uma queda no LR, LE e tenacidade do aço.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 ESCOLHA DO MATERIAL

As amostras do aço ASTM A-516 grau 70 foram retiradas de uma chapa previamente enviada pela Usiminas para a Confab Equipamentos que já se apresenta na condição “resfriada rapidamente” seguida de revenimento.

A análise da composição química da chapa é apresentada na **Tabela 12**.

Tabela 12 – Composição química da amostra do aço ASTM A-516 grau 70.

Elemento	Valor especificado	Valor encontrado
	ASTM A-516 grau 70 (% em peso)	Análise de Painela/Corrida (% em peso)
Carbono	≤ 0,30	0,17
Manganês	0,85 a 1,20	0,96
Fósforo	≤ 0,035	0,016
Enxofre	≤ 0,035	0,007
Silício	0,15 a 0,40	0,25
Cobre	≤ 0,40	0,03
Níquel	≤ 0,40	0,02
Cromo	≤ 0,30	0,02
Molibdênio	≤ 0,12	0
Vanádio	≤ 0,030	0,001
Nióbio	≤ 0,020	0,020
Titânio	≤ 0,030	0,016
Alumínio		0,041
Estanho		0,001
Antimônio		0
Boro		0,0001
Cálcio		0,0019
Nitrogênio		0,0049
CE		0,34

Onde, CE (carbono equivalente) = $C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Cu+Ni)/15$

3.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

3.2.1 Identificação e corte das amostras brutas

Foram identificadas e retiradas inicialmente 24 amostras com dimensões de 100 x 100 mm, de uma chapa de 2580 mm de largura, 1700 mm de comprimento e 63,5 mm de espessura.

Na **Figura 15** é apresentada, de maneira esquemática, a posição e localização das amostras retiradas.

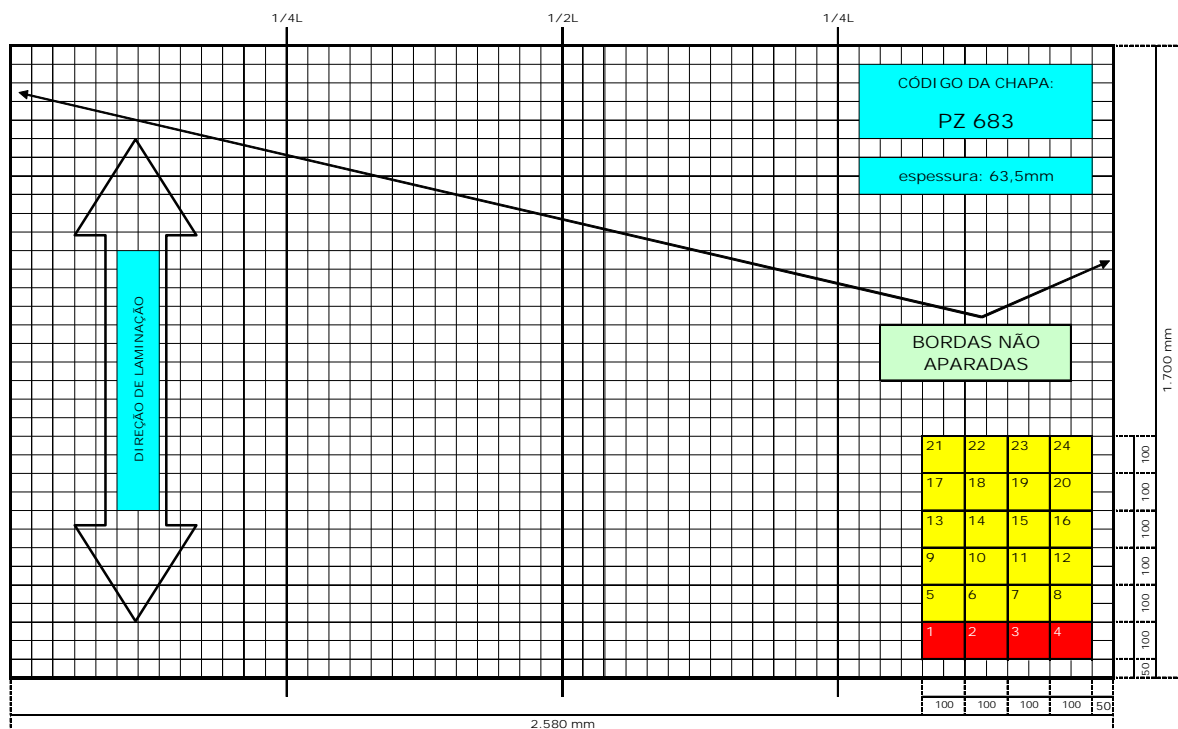


Figura 15 – Croqui geral da posição e localização das amostras retiradas.

As amostras de 1 a 4 foram utilizadas para confecção dos corpos-de-prova utilizados na realização do ensaio de tração, enquanto as amostras de 5 a 24 foram utilizadas para confecção dos corpos-de-prova utilizados na realização do ensaio CVN, medição de dureza e análise metalográfica.

Na **Figura 16** é ilustrada as amostras traçadas, identificadas e prontas para o corte.



Figura 16 – Foto geral da retirada das amostras.

As amostras foram cortadas pelo processo de oxicorte, conforme ilustrada na **Figura 17**.



Figura 17 – Foto do processo de oxicorte.

Na **Figura 18** é ilustrada as amostras já cortadas. A numeração de 1 até 24 encontra-se marcada com sinete no canto superior esquerdo da amostra.



Figura 18 – Foto das amostras cortadas e identificadas.

Visando facilitar o manuseio das peças e otimizar a utilização dos fornos de tratamento térmico, foi necessária a retirada de duas outras amostras extraídas a $\frac{1}{4}$ da espessura original de cada amostra.

As amostras ficaram então com dimensões 15 mm de espessura, 100 mm de largura e 100 mm de comprimento.

3.2.2 Identificação das amostras para ensaio CVN

Para as amostras para ensaio CVN, foram acrescentados os números 1 e 3 ao final da numeração inicial. Estes dois novos números indicam a localização na nova amostra em relação à espessura da chapa. Deste modo, temos a seguinte situação:

- a) o número 1 acrescentado ao final da numeração inicial, representa uma amostra retirada a $\frac{1}{4}$ superior da espessura da chapa;
- b) o número 3 representa uma amostra retirada a $\frac{1}{4}$ inferior da espessura da chapa.

Como a identificação inicial estava na superfície da chapa e após o corte na serra, esta superfície foi descartada, a identificação das novas amostras foi transferida para a face da seção transversal da amostra, em relação à direção de laminação da chapa. Desta forma, as amostras foram identificadas como: cp5-1, cp5-3, cp6-1, cp6-3, cp7-1, cp7-3, cp8-1, cp8-3, cp9-1, cp9-3, cp10-1, cp10-3, cp11-1, cp11-3, cp12-1, cp12-3, cp13-1, cp13-3, cp14-1, cp14-3, cp15-1, cp15-3, cp16-1, cp16-3, cp17-1, cp17-3, cp18-1, cp18-3, cp19-1, cp19-3, cp20-1, cp20-3, cp21-1, cp21-3, cp22-1, cp22-3, cp23-1, cp23-3, cp24-1 e cp24-3.

Na **Figura 19** é apresentada a localização para retirada das novas amostras para ensaio CVN.

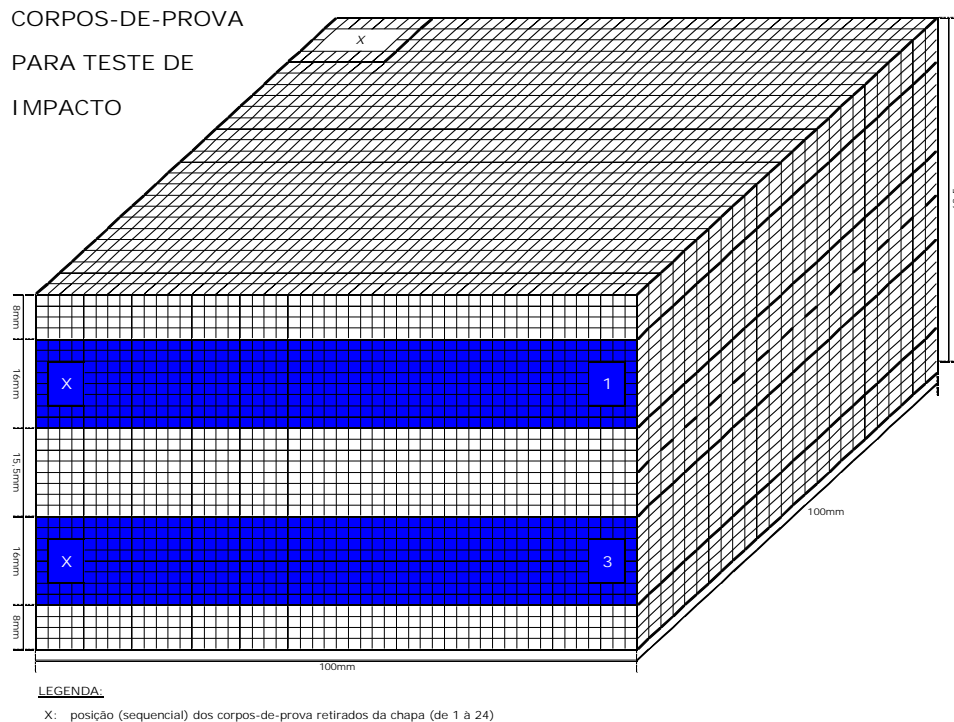


Figura 19 – Croqui da identificação das amostras para ensaio CVN.

Na **Figura 20** é ilustrada uma amostra para ensaio CVN com a nova identificação à vista, antes do corte na serra.



Figura 20 – Foto da identificação das amostras para ensaio CVN.

3.2.3 Identificação das amostras para ensaio de tração

Para as amostras para ensaio de tração, foram acrescentadas as letras A, B, C, D, E, F, G e H ao final da numeração inicial. Estas oito novas letras indicam a localização na nova amostra em relação à espessura da chapa. Deste modo, temos a seguinte situação:

- a) As letras A, B, C e D acrescentadas ao final da numeração inicial representam amostras retiradas a $\frac{1}{4}$ superior da espessura da chapa;
- b) As letras E, F, G e H acrescentadas ao final da numeração inicial representam amostras retiradas a $\frac{1}{4}$ inferior da espessura da chapa;

Como a identificação inicial estava na superfície da chapa e, após o corte na serra, esta superfície foi descartada, a identificação das novas amostras foi transferida para a face da seção longitudinal da amostra, em relação à direção de laminação da chapa. Desta forma, as amostras foram identificadas como: cp1A, cp1B, cp1C, cp1D, cp1E, cp1F, cp1G, cp1H, cp2A, cp2B, cp2C, cp2D, cp2E, cp2F, cp2G, cp2H, cp3A, cp3B, cp3C, cp3D, cp3E, cp3F, cp3G, cp3H, cp4A, cp4B, cp4C, cp4D, cp4E, cp4F, cp4G e cp4H.

Na **Figura 21** é apresentada a localização para a retirada das novas amostras para ensaio de tração.

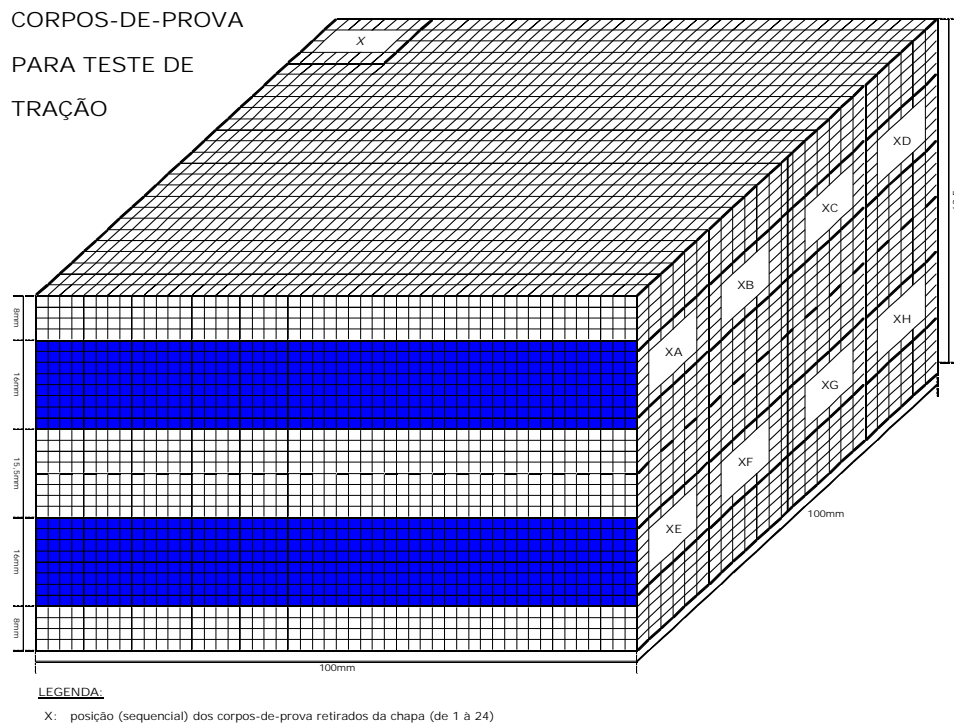


Figura 21 – Croqui da identificação das amostras para ensaio de tração.

Na **Figura 22** é ilustrada uma amostra para ensaio de tração com a nova identificação à vista, antes do corte na serra.



Figura 22 – Foto da identificação das amostras para ensaio de tração.

3.2.4 Serra

Estas novas amostras para ensaios de tração e CVN foram cortadas na serra, no sentido da espessura da chapa, ambas a $\frac{1}{4}$ da espessura original da chapa ($\frac{1}{4}$ superior e $\frac{1}{4}$ inferior), conforme ilustrada na **Figura 23**.



Figura 23 – Foto de uma amostra sendo cortada na serra

Na **Figura 24** é ilustrada as amostras já cortadas na dimensão de 15 x 100 x 100 mm.



Figura 24 – Foto das novas amostras cortadas para ensaios de tração e CVN.

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Todos os tratamentos térmicos foram executados na Confab Equipamentos, em um forno montados no chão feito de tijolos refratários, localizado dentro de uma área da fábrica, conforme ilustrada na **Figura 25**.



Figura 25 – Foto externa do forno de tratamento térmico.

O aquecimento do forno foi feito por resistência elétrica, conforme ilustrada na **Figura 26**.



Figura 26 – Foto interna do forno de tratamento térmico.

Para não haver perda de temperatura durante o tratamento térmico, após as peças serem inseridas no forno, uma manta de lã foi colocada sobre a construção de tijolos, conforme ilustrada na **Figura 27**.



Figura 27 – Foto do revestimento externo de lã utilizado no forno.

Dois dispositivos feitos de aço ao carbono-mangânês foram construídos de modo a otimizar a inserção e retirada das amostras do forno, conforme ilustrada na **Figura 28**.



Figura 28 – Foto dos dispositivos para manuseio das amostras.

Estes dispositivos dispunham de olhais de içamento onde uma barra tubular auxiliava na sua movimentação, permitindo assim que os operadores do tratamento térmico atuassem numa condição segura de trabalho.

Cada um dos dispositivos comportava 19 peças com espessura de até 18 mm. Desta forma, foi possível realizar o mesmo tipo de tratamento térmico nas amostras num só carregamento, ou seja, todas as amostras para normalização foram tratadas ao mesmo tempo, num único carregamento do forno. O mesmo ocorreu para as amostras que sofreram revenimento, alívio de tensões, etc.

O controle da temperatura foi realizado pelos operadores por intermédio do painel de controle da marca ALTUS, ilustrada na **Figura 29**.



Figura 29 – Foto do painel de controle da marca ALTUS do forno de tratamento térmico.

Todas as máquinas utilizadas para execução dos tratamentos térmicos foram projetadas e construídas pela própria empresa.

Para a realização do tratamento térmico com resfriamento rápido, foi utilizado um barril de 200 litros, cortado longitudinalmente e posto de maneira horizontal, conforme ilustrada na **Figura 30**.



Figura 30 – Foto do barril utilizado para o resfriamento rápido.

O barril foi preenchido com água na temperatura ambiente. Assim que o dispositivo contendo as amostras saiu do forno, as mesmas foram imersas no barril. Este foi acomodado num berço de madeira.

Na **Figura 31** é ilustrada as amostras tratadas termicamente saindo do barril após o resfriamento rápido.



Figura 31 – Foto das amostras tratadas termicamente após o resfriamento rápido.

3.3.1 Austenitização total

Como a chapa utilizada já se apresentava na condição “resfriada rapidamente” seguida de revenimento, um tratamento inicial para austenitização total da estrutura foi realizado de modo a restaurar a estrutura cristalina original do aço, similar àquela obtida logo após a laminação da placa na usina. Os demais tratamentos previstos para este estudo iniciaram-se somente após este tratamento.

O tratamento para austenitização total consistiu em aquecer as amostras até uma temperatura de 900 0/+20 °C, com taxa de aquecimento de aproximadamente 5 °C/min. As amostras foram mantidas nesta temperatura por um tempo mínimo de 30 min e então resfriadas em ar calmo até a temperatura ambiente, como representada na

Figura 32.

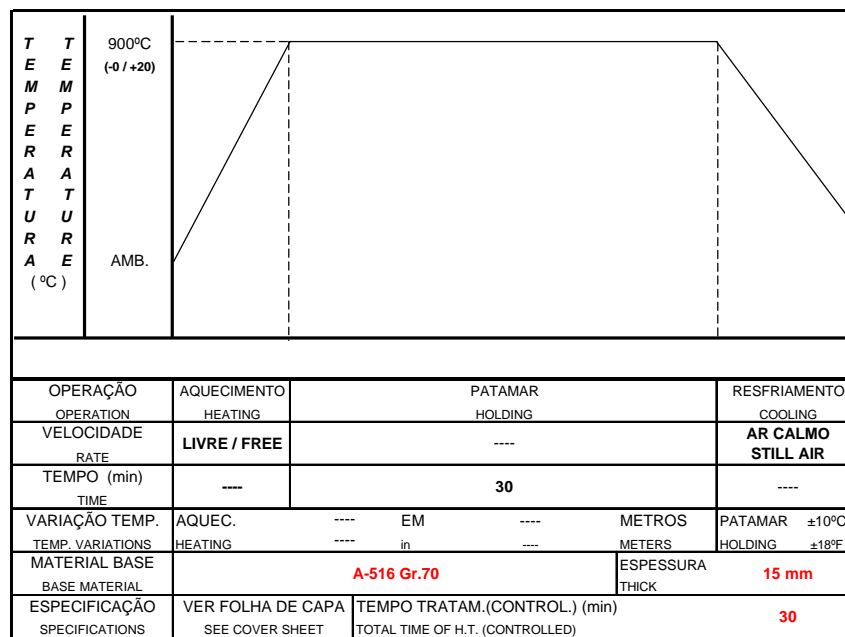


Figura 32 – Ciclo térmico de austenitização total.

As amostras que sofreram este tratamento térmico foram: cp5-1, cp5-3, cp6-1, cp6-3, cp7-1, cp7-3, cp8-1, cp8-3, cp9-1, cp9-3, cp10-1, cp10-3, cp11-1, cp11-3, cp12-1, cp12-3, cp13-1, cp13-3, cp14-1, cp14-3, cp15-1, cp15-3, cp16-1, cp16-3, cp17-1, cp17-3, cp18-1, cp18-3, cp19-1, cp19-3, cp20-1, cp20-3, cp21-1, cp21-3, cp22-1, cp22-3, cp23-1, cp23-3, cp24-1, cp24-3, cp1A, cp1B, cp1C, cp1D, cp1E, cp1F, cp1G, cp1H, cp2A, cp2B, cp2C, cp2D, cp2E, cp2F, cp2G, cp2H, cp3A, cp3B, cp3C, cp3D, cp3E, cp3F, cp3G, cp3H, cp4A, cp4B, cp4C, cp4D, cp4E, cp4F, cp4G e cp4H.

Foram inseridas no forno outras duas amostras de sacrifício as quais também foram soldados os termopares para controle da temperatura.

3.3.2 Normalização

O tratamento para normalização consistiu em inserir as amostras no forno, já aquecido, na temperatura de 910 ± 10 °C. Após as amostras atingirem a temperatura do forno, estas foram mantidas nesta temperatura por um tempo mínimo de 10 min e então resfriadas em ar calmo até a temperatura ambiente, como representada na

Figura 33.

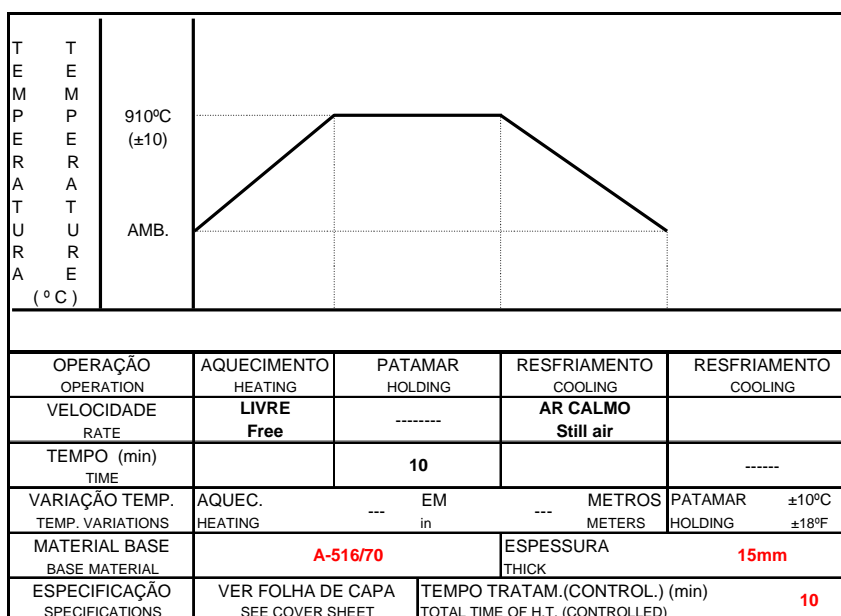


Figura 33 – Ciclo térmico de normalização.

As amostras que sofreram este tratamento térmico foram: cp9-1, cp9-3, cp10-1, cp10-3, cp11-1, cp11-3, cp12-1, cp12-3, cp13-1, cp13-3, cp14-1, cp14-3, cp15-1, cp15-3, cp16-1, cp16-3, cp1E, cp1F, cp1G, cp1H, cp2E, cp2F, cp2G e cp2H.

Foram inseridas no forno outras duas amostras de sacrifício as quais também foram soldados os termopares para controle da temperatura.

3.3.3 Resfriamento rápido seguido de revenimento

O tratamento com resfriamento rápido seguido de revenimento das amostras consistiu de duas etapas.

Na primeira etapa, as amostras foram inseridas no forno já aquecido na temperatura de 910 ± 10 °C. Após as amostras atingirem a temperatura do forno, estas foram mantidas nesta temperatura por um tempo mínimo de 10 min e então resfriadas rapidamente até a temperatura ambiente em água. A taxa de resfriamento média foi de aproximadamente 1560 °C/min (26 °C/s).

Já na segunda etapa, as amostras foram aquecidas até uma temperatura mínima de 660 °C com uma taxa de aquecimento de $4,23$ °C/min (254 °C/h). As amostras foram mantidas nesta temperatura por um tempo mínimo de 30 min e então resfriadas em ar calmo até a temperatura ambiente, como representada na **Figura 34**.

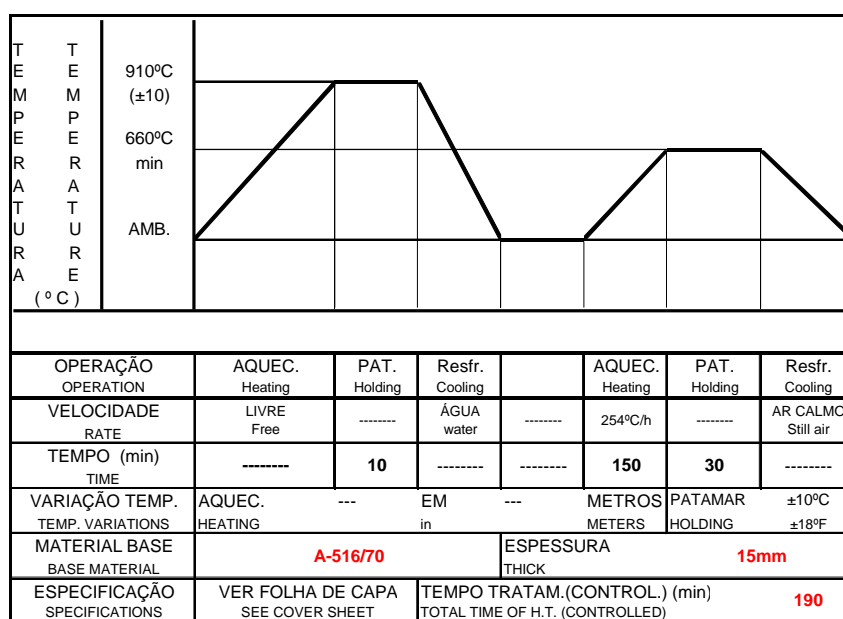


Figura 34 – Ciclo térmico de resfriamento rápido seguido de revenimento.

As amostras que sofreram este tratamento térmico foram: cp17-1, cp17-3, cp18-1, cp18-3, cp19-1, cp19-3, cp20-1, cp20-3, cp21-1, cp21-3, cp22-1, cp22-3, cp23-1, cp23-3, cp24-1, cp24-3, cp3E, cp3F, cp3G, cp3H, cp4E, cp4F, cp4G e cp4H.

Também foram inseridas no forno outras duas amostras de sacrifício às quais também foram soldados os termopares para controle da temperatura.

3.3.4 Alívio de tensões pós-soldagem

O tratamento para alívio de tensões consistiu em aquecer as amostras até a temperatura de 630 ± 10 °C com uma taxa de aquecimento de $1,67$ °C/min (100 °C/h), a partir dos 400 °C. As amostras foram mantidas nesta temperatura por um tempo de 630 min e então resfriadas com uma taxa de resfriamento de $1,67$ °C/min (100 °C/h) até a temperatura de 400 °C. Abaixo desta temperatura, as amostras foram resfriadas ao ar calmo até a temperatura ambiente, como representada na **Figura 35**.

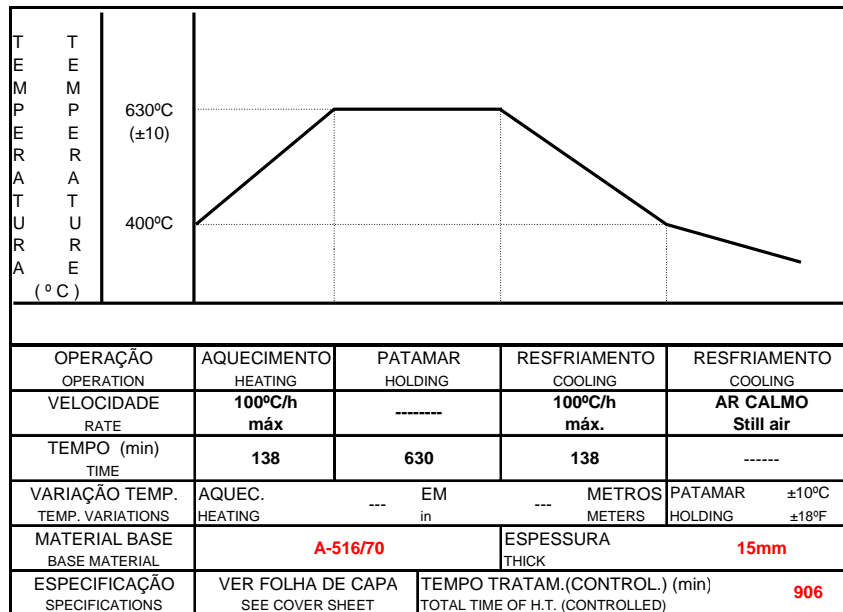


Figura 35 – Ciclo térmico de alívio de tensões.

As amostras que sofreram este tratamento térmico foram: cp13-1, cp13-3, cp14-1, cp14-3, cp15-1, cp15-3, cp16-1, cp16-3, cp21-1, cp21-3, cp22-1, cp22-3, cp23-1, cp23-3, cp24-1, cp24-3, cp2E, cp2F, cp2G, cp2H, cp4E, cp4F, cp4G e cp4H.

Também foram inseridas no forno outras duas amostras de sacrifício às quais também foram soldados os termopares para controle da temperatura.

3.4 ENSAIOS MECÂNICOS E ANÁLISES MICROESTRUTURAIS

3.4.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos do DMT/FEG/UNESP, de acordo com as normas ASTM A-370 e E-8.

O equipamento utilizado foi uma máquina de tração eletromecânica da marca EMIC, modelo MEM 10000, conforme ilustrada na **Figura 36**.

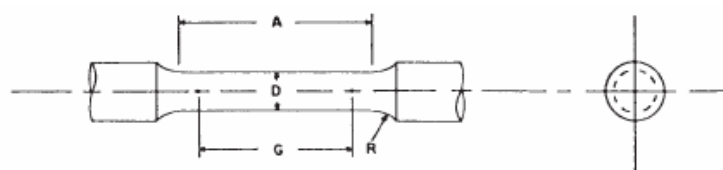


Figura 36 – Máquina de tração eletromecânica da marca EMIC, modelo MEM 10000.

Os corpos-de-prova para ensaio de tração foram confeccionados segundo a norma ASTM A-370 (2003a), com formato cilíndrico. Foi utilizado corpo-de-prova de tamanho reduzido (small-size), com as seguintes dimensões:

- a) diâmetro nominal: 6,25 mm
- b) base de medida: $25 \pm 0,1$ mm
- c) comprimento da seção reduzida: 32 mm

Os corpos-de-prova foram retirados no sentido transversal à direção de laminação da chapa. Na **Figura 37** é apresentada o croqui o corpo-de-prova de tração.



Nominal Diameter	DIMENSIONS									
	Standard Specimen				Small-Size Specimens Proportional to Standard					
	in.	mm	in.	mm	in.	mm	in.	mm	in.	mm
G—Gage length	2.00± 0.005	50.0 ± 0.10	1.400± 0.005	36.0 ± 0.10	1.000± 0.005	25.0 ± 0.10	0.640± 0.005	16.0 ± 0.10	0.450± 0.005	10.0 ± 0.10
D—Diameter (Note 1)	0.500± 0.010	12.5± 0.25	0.350± 0.007	8.75 ± 0.18	0.250± 0.005	6.25 ± 0.12	0.180± 0.003	4.00 ± 0.08	0.113± 0.002	2.50 ± 0.05
R—Radius of fillet, min	¾	10	¼	6	¾	5	½	4	¾	2
A—Length of reduced section, min (Note 2)	2¼	60	1¾	45	1¼	32	¾	20	¾	18

Figura 37 – Croqui do corpo-de-prova de tração (ASTM A-370, 2003a).

A identificação dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração é apresentada na **Tabela 13**:

Tabela 13 – Relação de amostras utilizadas no ensaio de tração.

Condição	Tipo de TT	Amostras
A	A	cp1A, cp1B, cp1C, cp1D
B	A+N	cp1E, cp1F, cp1G, cp1H
C	A+N+TTPS	cp2E, cp2F, cp2G, cp2H
D	A+RR+R	cp3E, cp3F, cp3G, cp3H
E	A+RR+R+TTPS	cp4E, cp4F, cp4G, cp4H

Foram ensaiados 4 corpos-de-prova para cada condição de tratamento térmico.

3.4.2 Ensaio de impacto Charpy V-Notch (CVN)

Os ensaios CVN foram realizados no Laboratório da TenarisConfab, de acordo com as normas ASTM A-370 e E-23.

O equipamento utilizado foi uma máquina para ensaio CVN da marca AMSLER, modelo D-6700, conforme ilustrada na **Figura 38**.



Figura 38 – Máquina para ensaio CVN da marca AMSLER, modelo D-6700.

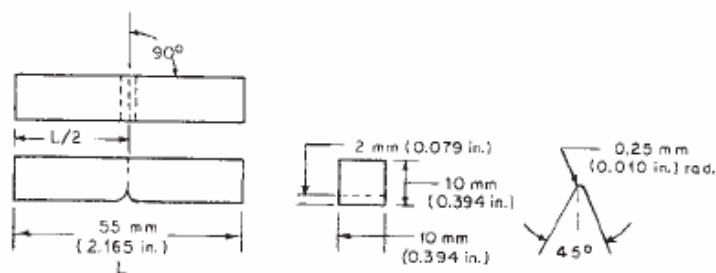
Os corpos-de-prova para ensaio CVN foram confeccionados segundo a norma ASTM A-370 (2003a). Foi utilizado corpo-de-prova de tamanho convencional (full-size) com as seguintes dimensões:

- a) comprimento: 55 mm
- b) largura e espessura: 10 mm
- c) entalhe: 2 mm
- d) ângulo do entalhe: 45°

Os corpos-de-prova foram previamente resfriados na temperatura de teste por meio da sua imersão em álcool etílico contido num recipiente. Sua refrigeração ocorreu por intermédio da circulação controlada de dióxido de carbono e/ou nitrogênio. Os corpos-de-prova permaneceram 15 min neste meio. Uma vez retirados do recipiente, os corpos-de-prova foram imediatamente ensaiados.

Os corpos-de-prova foram retirados com o eixo maior no sentido transversal à direção de laminação da chapa.

Na **Figura 39** é apresentada o croqui o corpo-de-prova de impacto.



NOTE 1—Permissible variations shall be as follows:

Notch length to edge	$90 \pm 2^\circ$
Adjacent sides shall be at	$90^\circ \pm 10 \text{ min}$
Cross-section dimensions	$\pm 0.075 \text{ mm}$ ($\pm 0.003 \text{ in.}$)
Length of specimen (L)	+ 0, - 2.5 mm (+ 0, - 0.100 in.)
Centering of notch (L/2)	$\pm 1 \text{ mm}$ ($\pm 0.039 \text{ in.}$)
Angle of notch	$\pm 1^\circ$
Radius of notch	$\pm 0.025 \text{ mm}$ ($\pm 0.001 \text{ in.}$)
Notch depth	$\pm 0.025 \text{ mm}$ ($\pm 0.001 \text{ in.}$)
Finish requirements	2 μm (63 $\mu\text{in.}$) on notched surface and opposite face; 4 μm (125 $\mu\text{in.}$) on other two surfaces

(a) **Standard Full Size Specimen**

Figura 39 – Croqui do corpo-de-prova de para ensaio CVN (ASTM A-370, 2003a).

A identificação dos corpos-de-prova utilizados no ensaio CVN é apresentada na **Tabela 14**:

Tabela 14 – Relação de amostras utilizadas no ensaio CVN.

Condição	Tipo de TT	Amostras
A	A	cp5-1, cp5-3, cp6-1, cp6-3, cp7-1, cp7-3, cp8-1
B	A+N	cp9-1, cp9-3, cp10-1, cp10-3, cp11-1, cp11-3, cp12-1
C	A+N+TTPS	cp13-1, cp13-3, cp14-1, cp14-3, cp15-1, cp15-3, cp16-1
D	A+RR+R	cp17-1, cp17-3, cp18-1, cp18-3, cp19-1, cp19-3, cp20-1
E	A+RR+R+TTPS	cp21-1, cp21-3, cp22-1, cp22-3, cp23-1, cp23-3, cp24-1

Foram ensaiados 7 corpos-de-prova para cada condição de tratamento térmico.

3.4.3 Determinação do percentual de fratura dúctil

A determinação do percentual de fratura dúctil foi realizada no Laboratório da TenarisConfab, de acordo com as normas ASTM A-370 e E-23, a partir dos corpos-de-prova utilizados no ensaio CVN, apresentada na **Tabela 14**.

O equipamento utilizado foi um microscópio da marca OLYMPUS, modelo SZ11 e lente 73AL05X, conforme ilustrada na **Figura 40**.



Figura 40 – Microscópio modelo da marca OLYMPUS, modelo SZ11 e lente 73AL05X.

A aparência da fratura dúctil pode ser facilmente calculada medindo-se os parâmetros A e B da área de clivagem (área brilhante), e utilizando-se das tabelas estabelecidas na norma ASTM A-370 (2003a).

Na **Figura 41** é apresentada um croqui de uma superfície fraturada do corpo-de-prova após ensaio CVN e o método de obtenção dos parâmetros A e B.

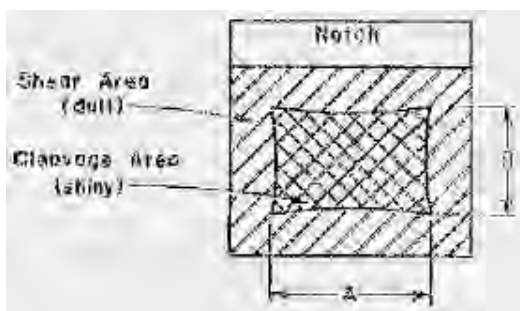


Figura 41 – Aparência da fratura (ASTM A-370, 2003a.).

3.4.4 Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados no Laboratório da TenarisConfab, de acordo com as normas ASTM A-370 e E-18.

O equipamento utilizado foi uma máquina de dureza Rockwell da marca Wilson Mechanical Instrument Co. Inc, conforme ilustrada na **Figura 42**.



Figura 42 – Máquina de dureza Rockwell da marca Wilson Mechanical Instrument Co. Inc.

Não houve preparação da superfície das amostras para medição de dureza, já que as amostras utilizadas foram as mesmas já utilizadas no ensaio CVN.

Foram medidas durezas Rockwell B com carga de 100 kgf, já que necessitam pouca preparação das superfícies das amostras para sua medição. Porém, visando adequar os valores numa medida mais compreensível para a realidade das indústrias, os valores obtidos de dureza foram convertidos para Brinell, carga de 3000 kgf, conforme a norma ASTM E-140.

Na **Tabela 15** é apresentada a relação de corpos-de-prova utilizados na medição de dureza das amostras.

Tabela 15 – Relação de amostras utilizadas no ensaio de dureza.

Condição	Tipo de TT	Amostras
A	A	cp5-1, cp5-3, cp6-1, cp6-3, cp7-1, cp7-3, cp8-1
B	A+N	cp9-1, cp9-3, cp10-1, cp10-3, cp11-1, cp11-3, cp12-1
C	A+N+TTPS	cp13-1, cp13-3, cp14-1, cp14-3, cp15-1, cp15-3, cp16-1
D	A+RR+R	cp17-1, cp17-3, cp18-1, cp18-3, cp19-1, cp19-3, cp20-1
E	A+RR+R+TTPS	cp21-1, cp21-3, cp22-1, cp22-3, cp23-1, cp23-3, cp24-1

Foram ensaiados 7 corpos-de-prova para cada condição de tratamento térmico.

3.4.5 Análise metalográfica

A caracterização microestrutural envolveu técnicas associando conceitos de processamento digital de imagens que permitiu a medição do tamanho de grão ferrítico (TGF) do aço.

Para cada condição de processamento térmico, foi realizada uma avaliação qualitativa (identificação) das fases presentes, para que fossem isoladas e visualizadas as fases presentes.

Desta forma, a análise metalográfica consistiu nas seguintes etapas: seccionamento, embutimento, lixamento, polimento, limpeza e ataque químico.

- a) seccionamento: os corpos-de-prova para metalografia foram cortados na seccionadora ISOMET 1000 - BUEHLER do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP. O disco (wafering blade) utilizado no corte consiste de um disco com núcleo metálico e borda contendo incrustações de diamante que proporciona um corte de alta precisão e um bom acabamento. Para os corpos-de-prova utilizados para o acompanhamento das taxas de resfriamento, o seccionamento foi feito manualmente com auxílio de uma serra;

- b) embutimento: após o corte, as amostras foram embutidas na embutidora metalográfica TEMPOPRESS - STRUERS, do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP. Utilizou-se resina Multifast Brown - STRUERS. O processo de embutimento levou um tempo médio de 10 min para cada amostra, desde a sua colocação no equipamento até a retirada da amostra já embutida;
- c) lixamento: no processo de lixamento, foram utilizadas lixas de diferentes granulometrias: 220, 400, 600, 1000 e 1500, sucessivamente, onde as amostras sofreram uma rotação de 90° a cada mudança de lixa;
- d) polimento: foi realizado na POLITRIZ AP10 Panambra na rotação de 500 e 1000 rpm e foi utilizada alumina de 0,25 µm STRUERS para a obtenção de melhores resultados. Nesse processo, utilizou-se também o auxílio do microscópio para análise da superfície da amostra, controlando assim a qualidade do polimento para um melhor resultado no ataque químico;
- e) limpeza: entre cada etapa da preparação (lixamento, polimento e ataque), foi utilizado um equipamento de ultra-som AROTEC T7 para a limpeza de resíduos e impurezas presentes na superfície da amostra. Esta permaneceu num tempo médio de 5 min imersa numa solução de água destilada e um pouco de detergente (três gotas) para melhorar o resultado da limpeza. Observou-se uma melhora significativa para o próximo passo. Deve-se salientar que, embora um processo eficaz, a exposição da amostra por um tempo excessivo ao equipamento causa uma acentuada corrosão na sua superfície. Portanto, tem-se um tempo médio para que se atinja um resultado satisfatório. Ao final de cada processo (lixamento, polimento e ataque), realizou-se a limpeza com algodão e álcool etílico para acelerar o processo de secagem, evitando assim uma possível corrosão excessiva ou precoce da amostra. Para acelerar ainda mais o processo de secagem, utilizou-se um secador com ar frio;
- f) ataque Químico: o ataque químico consistiu de um ataque com Nital 2% (2 ml de ácido nítrico para 100 ml de álcool etílico). A amostra foi exposta ao reagente por um tempo de 0,25 min para revelação da microestrutura.

Na **Tabela 16** é apresentada a relação de corpos-de-prova utilizados na análise metalográfica.

Tabela 16 – Relação de amostras utilizadas na análise metalográfica.

Condição	Tipo de TT	Amostras
A	A	cp5.1, cp5.3
B	A+N	cp9.1, cp9.3
C	A+N+TTPS	cp13.1, cp13.3
D	A+RR+R	cp17.1, cp17.3
E	A+RR+R+TTPS	cp21.1, cp21.3

Para cada condição de tratamento térmico foram utilizadas 4 amostras.

3.4.6 Processamento de imagens

Após os ataques químicos, as imagens das microestruturas foram capturadas segundo a norma ASTM E-1382, no microscópio do Laboratório de Análise de Imagens de Materiais do DMT/FEG/UNESP. Para a análise por microscopia óptica foi utilizado o microscópio CARL ZEISS JENE NEOPHOT 21.

4 AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS

4.1 TAMANHO DE GRÃO FERRÍTICO E MICROESTRUTURA

Em todas as etapas da análise metalográfica, buscou-se a caracterização do material por meio de técnicas de microscopia óptica, utilizando-se procedimentos metalográficos para identificação das fases presentes no aço.

Na **Tabela 17** está relacionada os resultados obtidos da determinação dos tamanhos de grão ferríticos (μm) e os tratamentos térmicos propostos.

Tabela 17 – Resultados obtidos dos tamanhos de grão ferríticos (μm).

Condição	Tipo de TT	Tamanho de Grão Ferrítico (μm)
A	A	$15,5 \pm 0,3$
B	A+N	$11,2 \pm 0,4$
C	A+N+TTPS	$11,1 \pm 0,3$
D	A+RR+R	$8,3 \pm 0,5$
E	A+RR+R+TTPS	$8,5 \pm 0,3$

Como já citado, a norma ASTM A-516 (1990), requer tamanho de grão **austenítico** fino, de número ASTM 5 ou maior. Quando o aço apresenta teor de alumínio solúvel maior ou igual a 0,015% em peso, ou quando o teor total de alumínio é maior ou igual a 0,020%, o teste torna-se desnecessário. No caso das amostras, o teor de alumínio total é 0,041%. Por esta razão este ensaio não foi realizado.

A medição do tamanho de grão **ferrítico** não é um requisito da norma ASTM A-516 (1990), contudo o ensaio foi executado. Os resultados das medições servirão de subsídio para análise dos demais resultados mecânicos e metalográficos.

A partir das amostras austenitizadas (condição A, **Figura 43** e **Figura 44**), a normalização (condição B, **Figura 45** e **Figura 46**) provocou uma redução de 27,74% do TGF do aço (de $15,5 \mu\text{m}$, na condição A, para $11,2 \mu\text{m}$ na condição B). Segundo Callister (2002), o tratamento térmico de normalização é utilizado para refinar os grãos, isto é, diminuir o tamanho médio do grão.

Redução maior foi observada com o resfriamento rápido seguido de revenimento (condição D, **Figura 49** e **Figura 50**), onde houve uma redução de 46,45% (de 15,5 μm , na condição A, para 8,3 μm , na condição D).

O tratamento pós-soldagem (TTPS) não apresentou influência no TGF. Nas amostras que sofreram normalização seguida de tratamento pós-soldagem (condição C, **Figura 47** e **Figura 48**), o TTPS reduziu o TGF em 0,9%, variando de 11,2 μm , na condição B, para 11,1 μm na condição C. Nas amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E), houve aumento de 2,41% no TGF, variando de 8,3 μm , na condição D, para 8,5 μm na condição E. Estas variações (0,9% e 2,41%) podem ser desprezadas se considerados os desvios-padrão.

O revenimento e o TTPS, em função das baixas temperaturas aplicadas no aço, não produziram alterações nos TGF, conforme **Tabela 17**.

As amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E, **Figura 51** e **Figura 52**) apresentaram TGF 30,59% menor que as amostras que sofreram tratamento de normalização seguido de TTPS (condição C), variando de 8,5 μm , na condição E, para 11,1 μm na condição C. Esta diferença foi de 34,94% entre as amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento (condições D) e as a amostras que sofreram normalização (condição B), variando de 8,3 μm , na condição D, para 11,2 μm na condição B.

Com estes resultados pode-se afirmar que o resfriamento rápido é vantajoso para obtenção de TGF menor, se comparado com o tratamento de normalização.

Abaixo seguem as fotomicrografias obtidas por meio dos tratamentos térmicos propostos:

- a) condição A: **Figura 43** e **Figura 44**;
- b) condição B: **Figura 45** e **Figura 46**;
- c) condição C: **Figura 47** e **Figura 48**;
- d) condição D: **Figura 49** e **Figura 50**;
- e) condição E: **Figura 51** e **Figura 52**.



Figura 43 – CP5.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização (condição A). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.



Figura 44 – CP5.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização (condição A). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.

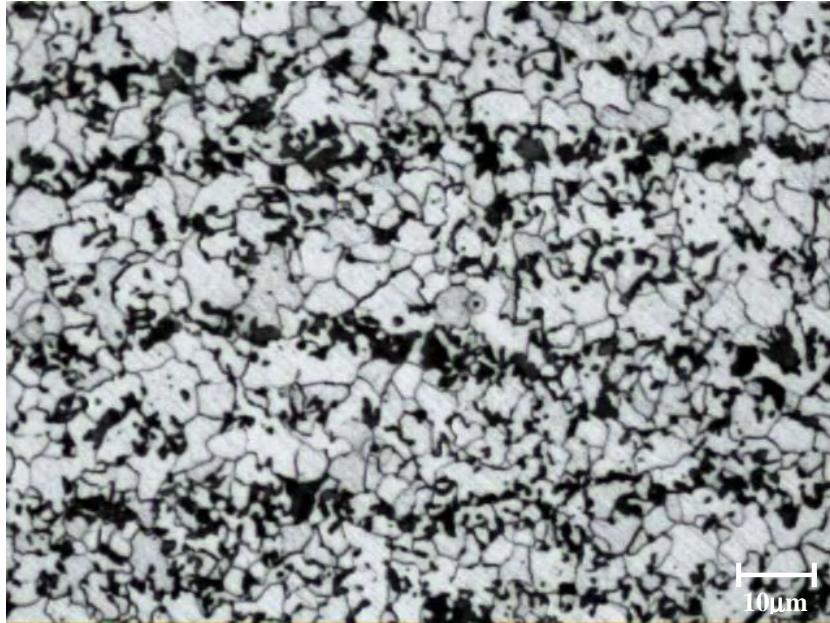


Figura 45 – CP9.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização e normalização (condição B). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.

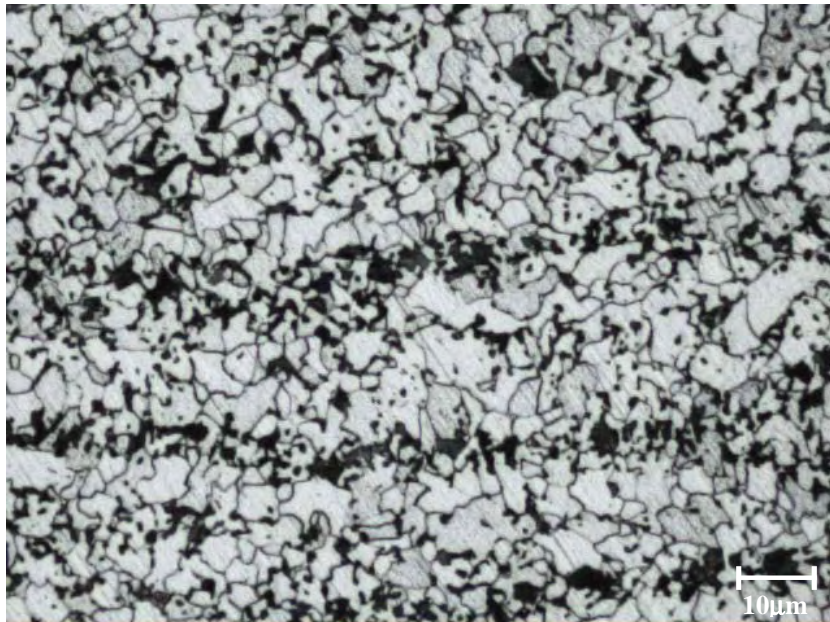


Figura 46 – CP9.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização e normalização (condição B). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.

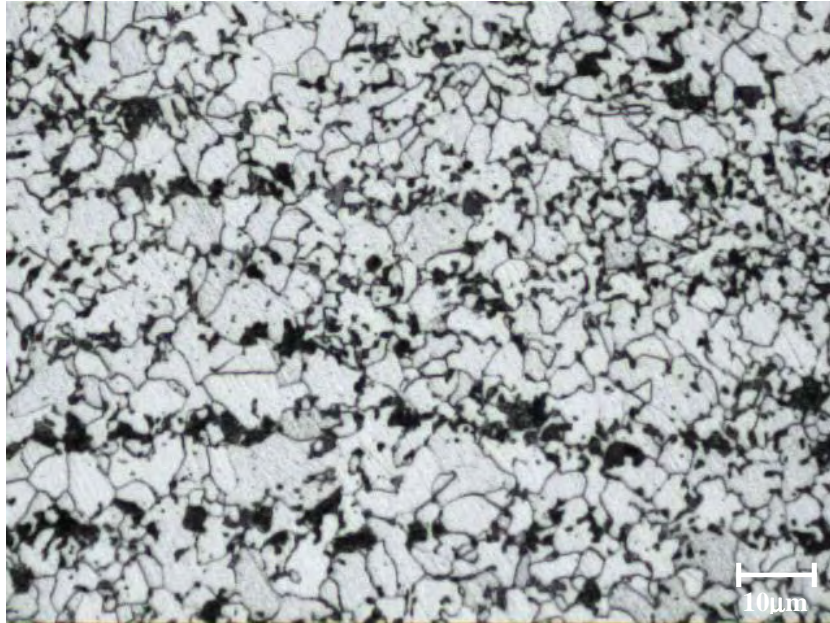


Figura 47 – CP13.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, normalização e tratamento pós-soldagem (condição C). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.

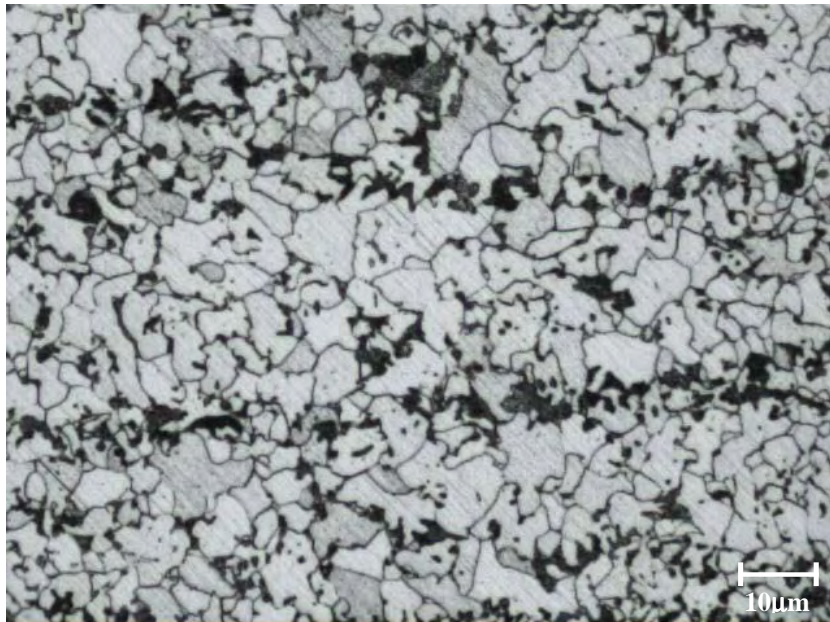


Figura 48 – CP13.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, normalização e tratamento pós-soldagem (condição C). Microestrutura contendo ferrita (tonalidade cinza claro) e bandas de perlita (tonalidade cinza escura). Sentido longitudinal de laminação.

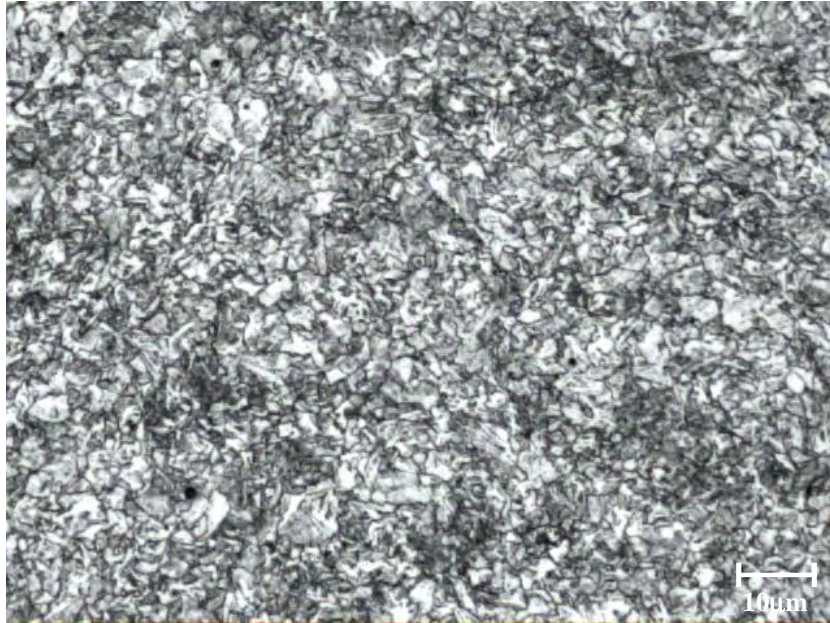


Figura 49 – CP17.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, resfriamento rápido e revenimento (condição D). Microestrutura contendo possivelmente bainita. Sentido longitudinal de laminação.



Figura 50 – CP17.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, resfriamento rápido e revenimento (condição D). Microestrutura contendo possivelmente bainita. Sentido longitudinal de laminação.



Figura 51 – CP21.1. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, resfriamento rápido, revenimento e tratamento pós-soldagem (condição E). Microestrutura contendo possivelmente bainita. Sentido longitudinal de laminação.

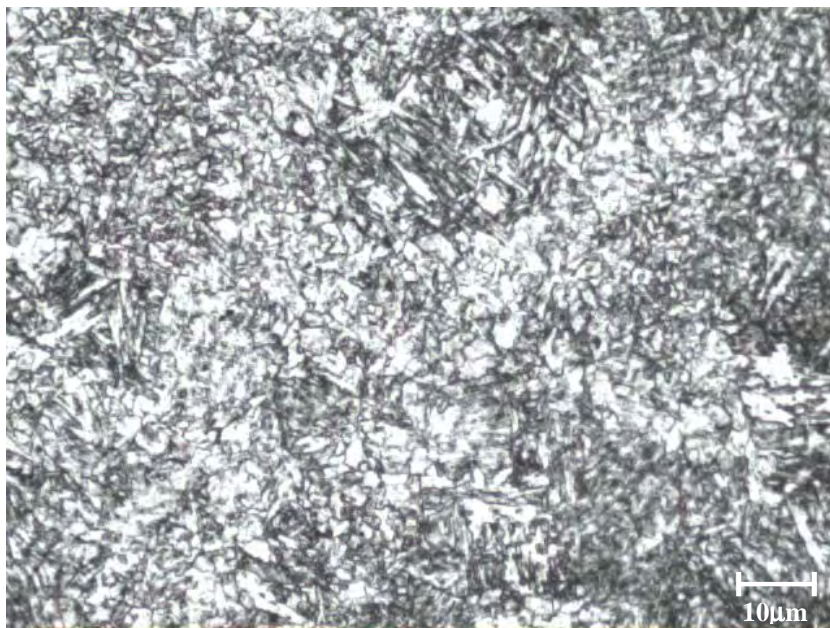


Figura 52 – CP21.3. Fotomicrografia do aço analisado após tratamento de austenitização, resfriamento rápido, revenimento e tratamento pós-soldagem (condição E). Microestrutura contendo possivelmente bainita. Sentido longitudinal de laminação.

Nas fotomicrografias referentes às amostras austenitizadas (condição A, **Figura 43** e **Figura 44**), austenitizadas seguido de normalização (condição B, **Figura 45** e **Figura 46**) e austenitizadas seguido de normalização e tratamento pós-soldagem (condição C, **Figura 47** e **Figura 48**), verificam-se claramente a presença de ferrita (cinza claro) e perlita (cinza escuro). A microestrutura apresenta morfologia equiaxial, com grãos ferríticos bem definidos e contornos de grãos bem delineados. Esta microestrutura é típica de aços que sofreram baixa taxa de resfriamento a partir da temperatura de austenitização.

Para as fotomicrografias referentes às amostras austenitizadas seguido de tratamento com resfriamento rápido e revenimento (condição D, **Figura 49** e **Figura 50**) e austenitizadas seguido de tratamento com resfriamento rápido, revenimento e tratamento pós-soldagem (condição E, **Figura 51** e **Figura 52**), verificam-se que não há um delineamento bem definido dos contornos de grãos. Pode-se supor que há formação de bainita do aço. Esta microestrutura é típica de aços que sofreram altas taxas de resfriamento a partir da temperatura de austenitização. Caracteriza-se por ser uma estrutura formada por cementita (Fe_3C) e ferrita deformada.

A formação da bainita pode ser justificada por intermédio do estudo realizado por Torres (2002), onde foi elaborada uma curva TRC de um o aço ASTM A-516 grau 70, de composição similar ao do aço utilizado neste estudo, conforme apresentada na **Figura 53**.

Nota-se que com taxas de resfriamentos próximos àquelas obtidas com o tratamento de resfriamento rápido (condições D e E), ou seja, $1560\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ ($26\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$), pode haver formação de bainita, quando resfriados a partir da temperatura de formação da austenita, justificada pela pequena adição de elementos de liga, tais como: nióbio, vanádio, titânio, cromo e molibdênio.

É possível visualizar, por meio das fotomicrografias, uma sensível redução nos TGF, representados na tonalidade cinza claro.

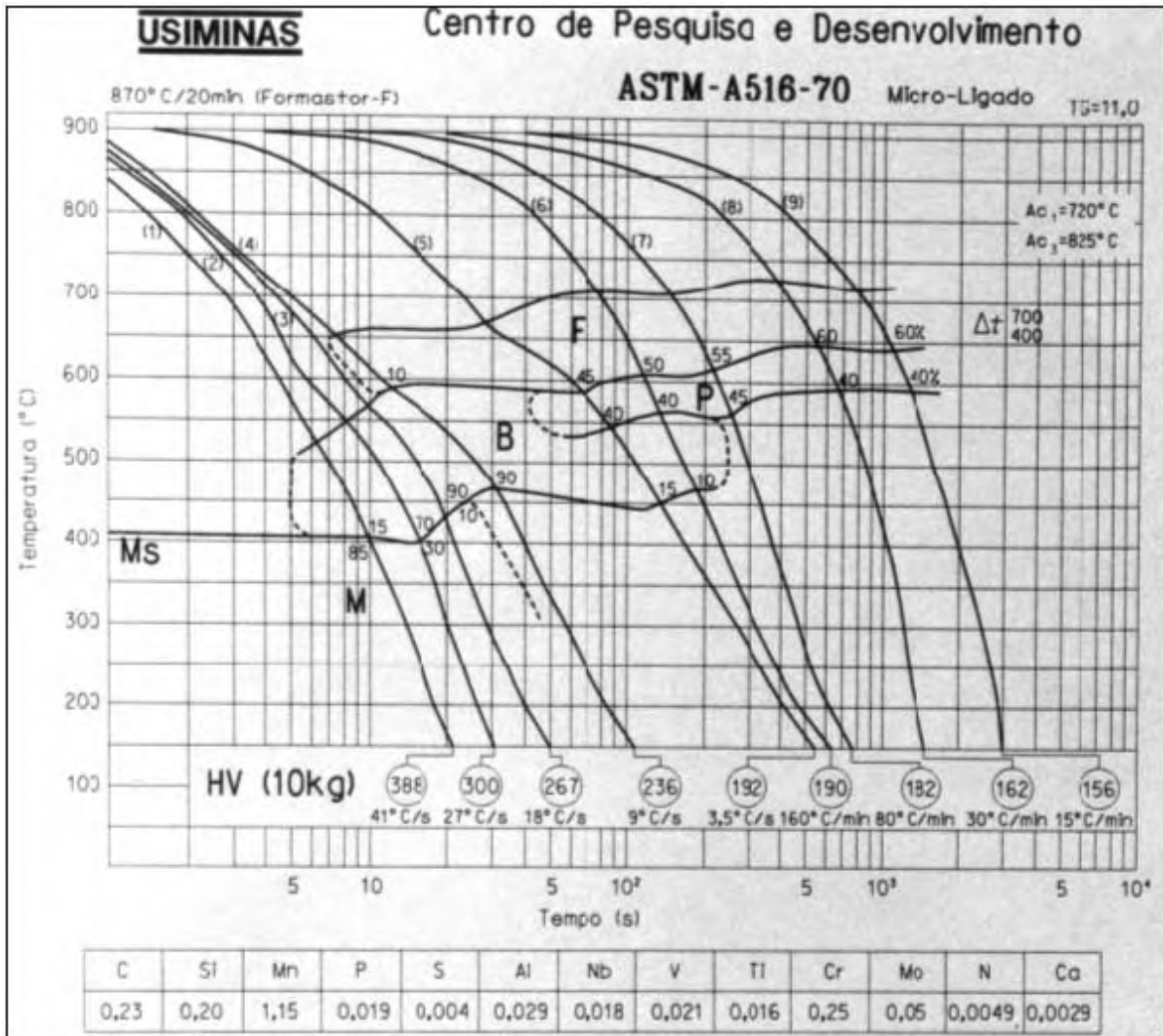


Figura 53 – Curva TRC do aço ASTM A-516 grau 70 para uma composição química específica (TORRES, 2002).

Os aços nas condições A (Figura 43 e Figura 44), B (Figura 45 e Figura 46) e C, (Figura 47 e Figura 48) apresentaram uma estrutura levemente bandeada, perceptível no sentido horizontal da ilustração. Este fato pode ser explicado por Mahl et al. (2005) onde, em seu estudo, verificou-se maior bandejamento para as taxas de 6 °C/min (0,1 °C/s) e 12 °C/min (0,2 °C/s), comparativamente com as demais taxas. Para taxas acima de 30 °C/min (0,5 °C/s), não foi verificado um bandejamento expressivo devido ao menor tempo para a difusão dos solutos.

4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

Na **Tabela 18** está relacionada os resultados obtidos por meio dos ensaios mecânicos de tração e dureza.

Tabela 18 – Resultados dos ensaios de tração e dureza com desvios-padrão.

Condição	Tipo de TT	LR	LE	AL	TGF
		(MPa)	(MPa)	(%)	(μm)
A	A	523 \pm 8,0	346 \pm 3,0	38 \pm 1,0	15,5 \pm 0,3
B	A+N	472 \pm 5,0	301 \pm 5,0	39 \pm 1,0	11,2 \pm 0,4
C	A+N+TTPS	452 \pm 2,0	300 \pm 3,0	41 \pm 0,7	11,1 \pm 0,3
D	A+RR+R	536 \pm 10,0	390 \pm 8,0	31 \pm 0,5	8,3 \pm 0,5
E	A+RR+R+TTPS	507 \pm 10,0	368 \pm 7,0	38 \pm 1,5	8,5 \pm 0,3

Pode-se observar que, com os resultados obtidos acima, o aço nas condições B e C apresentam valores de LR fora da faixa estabelecida pela norma ASTM A-516 grau 70 (1990), ou seja, LR especificado entre 485 e 620 MPa. Logo, os aços em tais condições de tratamento térmico não se classificariam segundo esta norma.

As amostras que sofreram austenitização seguida de normalização (condição B) apresentaram valores médios de LR 2,68% menores que o valor mínimo da faixa de aceitação para o aço ASTM A-516 grau 70 (de 485 a 620 MPa). A diferença aumentou para 6,81% entre as amostras que austenitização seguida de normalização e TTPS (condição C) e o valor mínimo da faixa de aceitação do aço.

Portanto, com base nestes resultados, podemos afirmar que este aço, com a composição química específica encontrada nas amostras, estaria de acordo com a norma ASTM A-516 grau 70 (1990) somente nas condições A, D e E.

Contudo, o foco deste trabalho é a análise comparativa dos resultados, e não os valores absolutos obtidos.

Na **Figura 54** é apresentada, de maneira gráfica, os resultados de limite de resistência à tração do aço nas diversas condições de tratamentos térmicos.

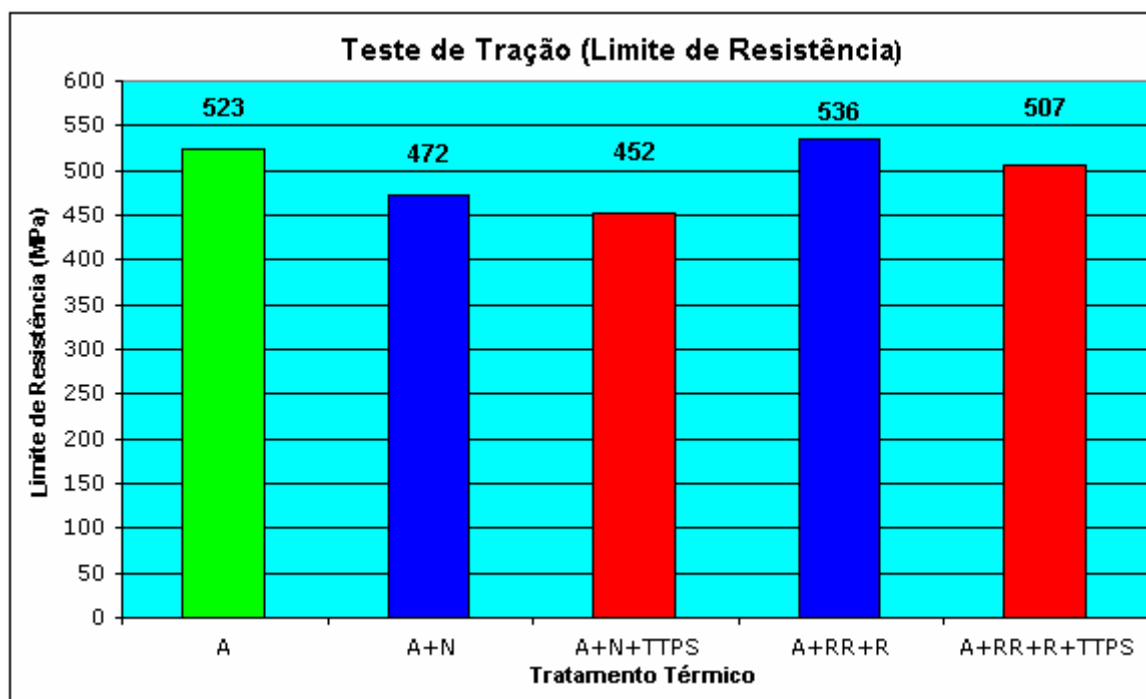


Figura 54 – Comparação dos resultados de limite de resistência à tração.

A partir das amostras austenitizadas (condição A), o tratamento de normalização (condição B) provocou uma redução de 9,75% no LR do aço, variando de 523 MPa, na condição A, para 472 MPa na condição B. Embora o tratamento de normalização tenha provocado uma redução do TGF, o que, teoricamente, seria benéfica para o LR do aço, esta queda pode ser justificada pelo crescimento dos precipitados, possivelmente de nióbio e titânio. Esta variação no tamanho dos precipitados foi analisada por Torres (2002), onde se verificou que o crescimento dos precipitados ocorre com o tratamento de normalização, em função das temperaturas atingidas no tratamento e da velocidade de resfriamento ser relativamente baixa, devido à espessura da chapa.

Por outro lado, o tratamento com resfriamento rápido seguido de revenimento (condição D), não influenciou no LR. Apesar de ter ocorrido um aumento de 2,49% no LR (variou de 523 MPa, na condição A, para 536 MPa na condição D), esta variação pode ser desprezada se considerado o desvio-padrão.

O tratamento pós-soldagem (TTPS) diminuiu o LR tanto para as amostras que sofreram tratamento de normalização seguido de TTPS (condição C) quanto para as amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E). Nas amostras que sofreram normalização seguida de TTPS (condição C), o TTPS reduziu o LR em 4,24%, variando de 472 MPa, na condição B, para 452 MPa na condição C. Nas amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E), esta queda foi de 5,41%, variando de 536 MPa, na condição D, para 507 MPa na condição E. Conforme Cochrane (1975) e Kolahi-Aval et al. (1989), esse comportamento pode estar associado às modificações, principalmente, na perlita, introduzidas pelo TTPS, justificado por um possível início de esferoidização, com quebra das lamelas de cementita, levando a um esboroamento parcial da perlita.

As amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E) apresentaram LR 10,85% maior que as amostras que sofreram normalização seguida de TTPS (condição C), variando de 507 MPa, na condição E, para 452 MPa, na condição C. A diferença foi de 11,94% entre as amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento (condições D) e as amostras que sofreram normalização (condição B), variando de 536 MPa, na condição D para 472 MPa, na condição B.

Com base nestes resultados pode-se afirmar que o resfriamento rápido é vantajoso para obtenção de valores mais elevados de LR, se comparado com o tratamento de normalização, justificado, predominantemente, pelo menor TGF desta condição e, eventualmente, pela possível formação do microconstituente bainítico.

Na **Figura 55** é apresentada, de maneira gráfica, os resultados de limite de escoamento do aço nas diversas condições de tratamentos térmicos.

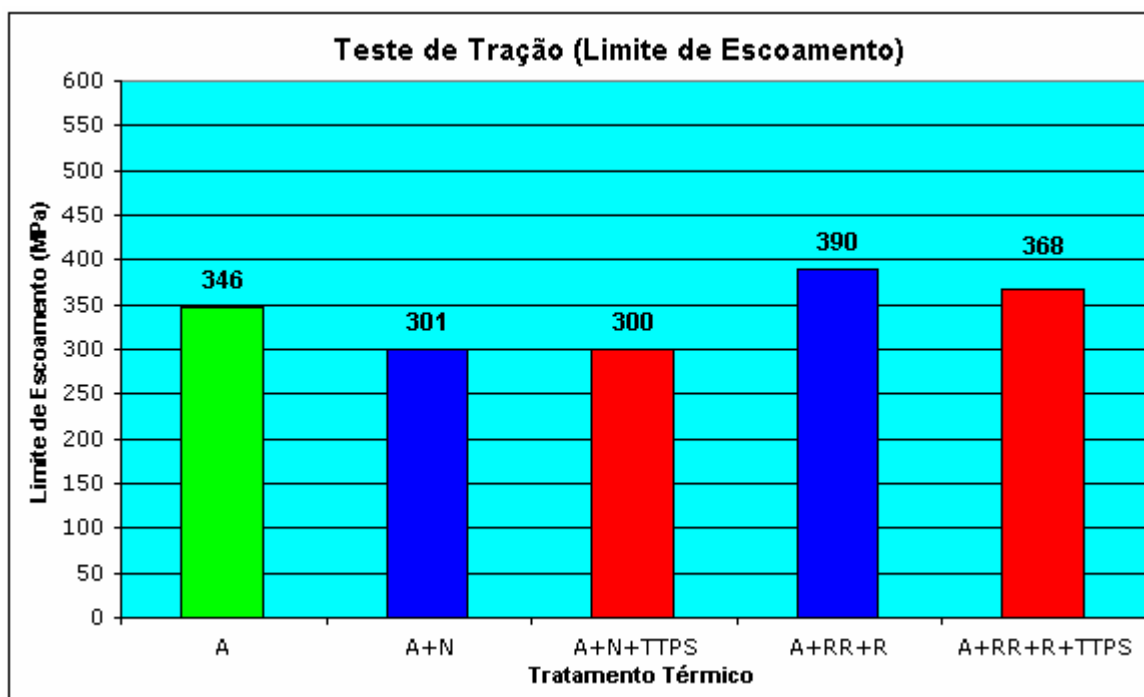


Figura 55 – Comparação dos resultados de limite de escoamento à tração.

A partir das amostras austenitizadas (condição A), o tratamento de normalização (condição B) provocou uma redução de 13% no LE do aço, variando de 346 MPa, na condição A, para 301 MPa na condição B. Segundo Torres (2002), este fato também pode ser explicado pelo crescimento de precipitados (possivelmente de nióbio e titânio), apesar do TGF ter diminuído de 15,5 μm , na condição A, para 11,2 μm na condição D.

Pode-se notar com a equação de Orowan que o LE varia inversamente com o espaçamento entre as partículas de precipitados, ou seja, o crescimento dos precipitados tende a aumentar a distância média entre eles e provocar a diminuição da resistência do aço (HONEYCOMBE et al., 1995).

$$\tau_0 = \tau_s + \frac{T}{b\Lambda/2} \quad (4)$$

Onde:

- a) τ_0 é o limite de escoamento do aço;
- b) τ_S é o limite de escoamento da matriz;
- c) T é a força linear de uma discordância;
- d) b é o vetor de Burgers;
- e) Λ é o espaçamento entre partículas.

Por outro lado, o tratamento com resfriamento rápido seguido de revenimento (condição D), provocou um aumento no LE na ordem de 12,72%, variando de 346 MPa, na condição A, para 390 MPa na condição D. Este fato pode ser justificado pelo refinamento do TGF, que variou de 15,5 μm , na condição A, para 8,3 μm na condição D.

O tratamento pós-soldagem (TTPS) não influenciou no LE para o caso das amostras que sofreram normalização seguida de TTPS (condição C). A primeira justificativa pode ser dada por não ter ocorrido modificação perceptível no TGF, que variou de 11,2 μm , na condição B, para 11,1 μm na condição C. Outra justificativa pode ser dada pela densidade de cementita nos contornos de grão. Este assunto foi analisado por Mintz (1984) e Mintz et al. (1986), onde se verificou que a densidade da cementita nos contornos de grãos ferríticos está relacionada com o TGF, ou seja, quanto maior o TGF, menor será a densidade de cementita. Sendo a densidade menor, a cementita nos contornos de grãos da ferrita será mais fina e o coalescimento, conseqüentemente, será também menor. Quanto mais fina for a cementita no contorno de grão ferrítico, menor será a variação no LE. Segundo Torres (2002), possivelmente, a cementita no contorno de grão da ferrita seja fina o suficiente para não provocar a queda no LE.

Contudo, nas amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E), houve uma queda de 5,64% após TTPS, variando de 390 MPa, na condição D, para 368 MPa na condição E. Segundo Torres (2002), esta queda pode ser justificada pelo aumento da densidade de cementita no contorno de grão ferrítico, como já explicado acima.

As amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E) apresentaram LE 18,48% maior que as amostras que sofreram normalização seguida de TTPS (condição C), variando de 368 MPa, na condição E, para 300 MPa na condição C. Esta diferença foi de 22,82% entre as amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento (condições D) e as amostras que sofreram normalização (condição B), variando de 390 MPa, na condição D, para 301 MPa na condição B.

Com base nestes resultados pode-se afirmar que o resfriamento rápido é vantajoso para obtenção de valores mais elevados no LE, se comparado com o tratamento de normalização, justificado, predominantemente, pelo refino do TGF.

Na **Figura 56** é apresentada, de maneira gráfica, os resultados do alongamento do aço nas diversas condições de tratamentos térmicos.

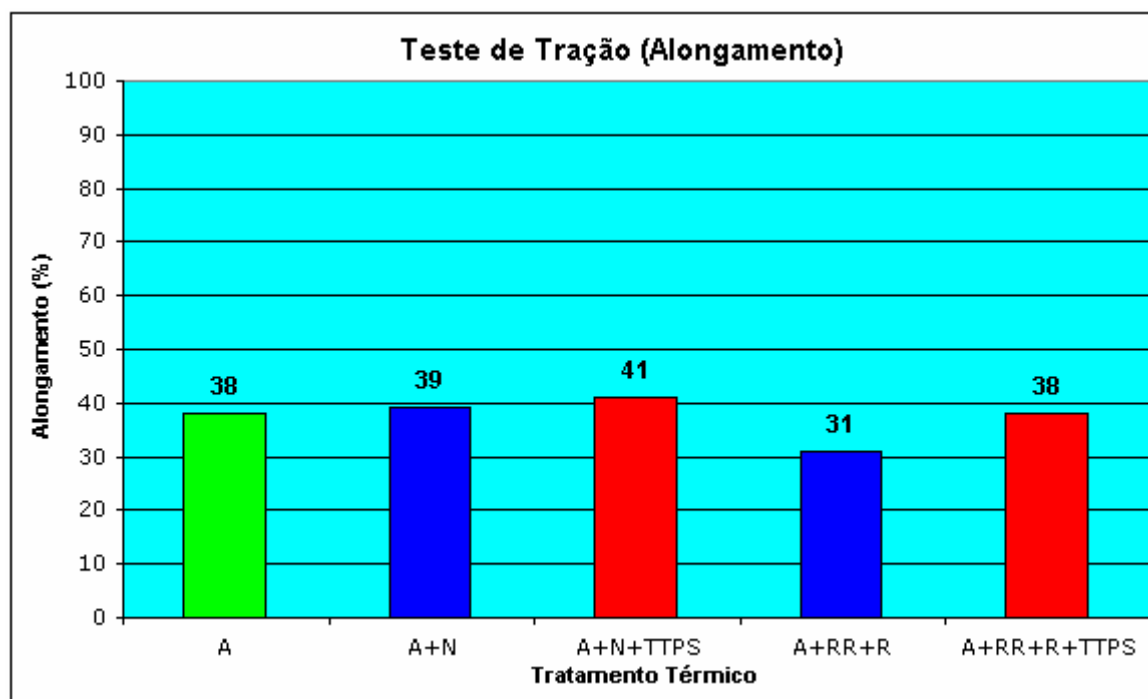


Figura 56 – Comparação dos resultados de alongamento.

A partir das amostras austenitizadas (condição A), o tratamento de normalização (condição B) não apresentou influência nos níveis de alongamento do aço. Por outro lado, o resfriamento rápido seguido de revenimento (condição D), provocou uma redução do AL na ordem de 18,42%, variando de 38%, na condição A, para 31% na condição D.

Esta diminuição já era esperada, refletindo o comportamento mecânico do material, ou seja, aumento do LR, diminuição do AL.

O tratamento pós-soldagem (TTPS) aumentou o AL tanto para as amostras que sofreram tratamento de normalização seguido de TTPS (condição C) quanto para as amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E). O TTPS aumentou o AL em 5,13%, variando de 39%, na condição B, para 41% na condição C. Nas amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E), o aumento após o TTPS foi de 22,58%, variando de 31%, na condição D, para 38% na condição E. Valores também já esperados devido às características mecânicas do aço (diminuição do LR e aumento do AL).

As amostras que sofreram resfriamentos rápidos, seguidos de revenimento e TTPS (condição E) apresentaram AL 7,89% menor que as amostras que sofreram normalização, seguido de TTPS (condição C), variando de 38%, na condição E, para 41% na condição C. Esta diferença foi de 25,8% entre as amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento (condições D) e as amostras que sofreram normalização (condição B), variando de 31%, na condição D, para 39% na condição B.

Com base nestes resultados pode-se afirmar que o resfriamento rápido não é vantajoso para obtenção de valores mais elevados de AL do aço, se comparado com o tratamento de normalização. Este fato, no entanto, deve ser considerado como de menor relevância, uma vez que, em todas as condições, os valores de alongamento foram significativamente superiores ao valor mínimo especificado na do aço norma ASTM A-516 grau 70 (1990), apesar da BM utilizada no ensaio de tração não corresponder a BM estabelecida na norma do aço (especificado BM de 200 ou 50 mm; realizado BM de 25 mm).

Contudo, a utilização do resfriamento rápido como tratamento térmico alternativo à normalização, depende de uma análise mais apurada da aplicação do material e das propriedades mecânicas que se deseja obter no aço, tendo por um lado valores menores de AL, porém com melhores resultados de resistência mecânica e tenacidade (**Tabela 19 e Tabela 20**).

4.3 ENSAIO DE CHARPY V-NOTCH

Na **Tabela 19** está relacionada os resultados obtidos por meio do ensaio CVN na forma de energia absorvida e na **Tabela 20**, na forma de porcentagem de fratura dúctil.

Tabela 19 – Resultados do ensaio CVN – energia absorvida – com desvios-padrão.

Temp. (°C)	Condição de Tratamento Térmico x Energia Absorvida (J)				
	A	A+N	A+N+ TTPS	A+RR+R	A+RR+R+ TTPS
+10	126,8 ± 8,6	181,2 ± 3,5			
0	120,0 ± 29,6	197,2 ± 63,3	281,0 ± 0,7	272,0 ± 18,3	281,6 ± 3,0
-10	110,2 ± 15,3	141,8 ± 4,4	255,6 ± 54,6		
-15			155,6 ± 72,1		
-20	115,2 ± 25,6	128,0 ± 15,3	120,6 ± 7,3	199,8 ± 54,3	246,0 ± 50,6
-30	25,8 ± 29,9	96,4 ± 9,4	54,6 ± 28,1	160,4 ± 6,8	211,6 ± 43,0
-40	74,4 ± 20,3	67,0 ± 28,7	16,2 ± 3,7	153,2 ± 8,9	195,4 ± 49,7
-50				96,4 ± 15,7	123,2 ± 22,2
-60	6,0 ± 1,2	22,8 ± 17,9	5,6 ± 1,1	85,0 ± 37,9	95,2 ± 27,9
-80				15,2 ± 7,0	14,0 ± 9,1

Tabela 20 – Resultados do ensaio CVN – fratura dúctil – com desvios-padrão.

Temp. (°C)	Condição de Tratamento Térmico x Fratura Dúctil (%)				
	A	A+N	A+N+ TTPS	A+RR+R	A+RR+R+ TTPS
+10	48,8 ± 4,0	63,6 ± 29,5			
0	58,4 ± 22,6	74,8 ± 23,1	100,0 ± 0	100,0 ± 0	100 ± 0
-10	41,8 ± 2,9	56,8 ± 2,6	100,0 ± 0		
-15			64,6 ± 29,7		
-20	45,4 ± 5,0	48,8 ± 4,8	41,0 ± 1,9	66,4 ± 27,3	87,0 ± 17,8
-30	43,6 ± 33,7	37,6 ± 4,2	37,6 ± 31,2	62,6 ± 8,4	76,0 ± 13,8
-40	35,4 ± 18,5	28,6 ± 8,2	15,2 ± 3,7	61,6 ± 9,0	66,6 ± 19,1
-50				31,8 ± 5,7	39,6 ± 4,5
-60	15,4 ± 12,7	12,8 ± 5,0	8,0 ± 1,2	34,8 ± 8,4	50,8 ± 27,1
-80				8,8 ± 3,7	9,8 ± 1,8

Na **Figura 57** é apresentada, de maneira gráfica, os resultados do ensaio CVN na forma de energia absorvida, enquanto que na **Figura 58** é apresentada na forma de porcentagem de fratura dúctil.

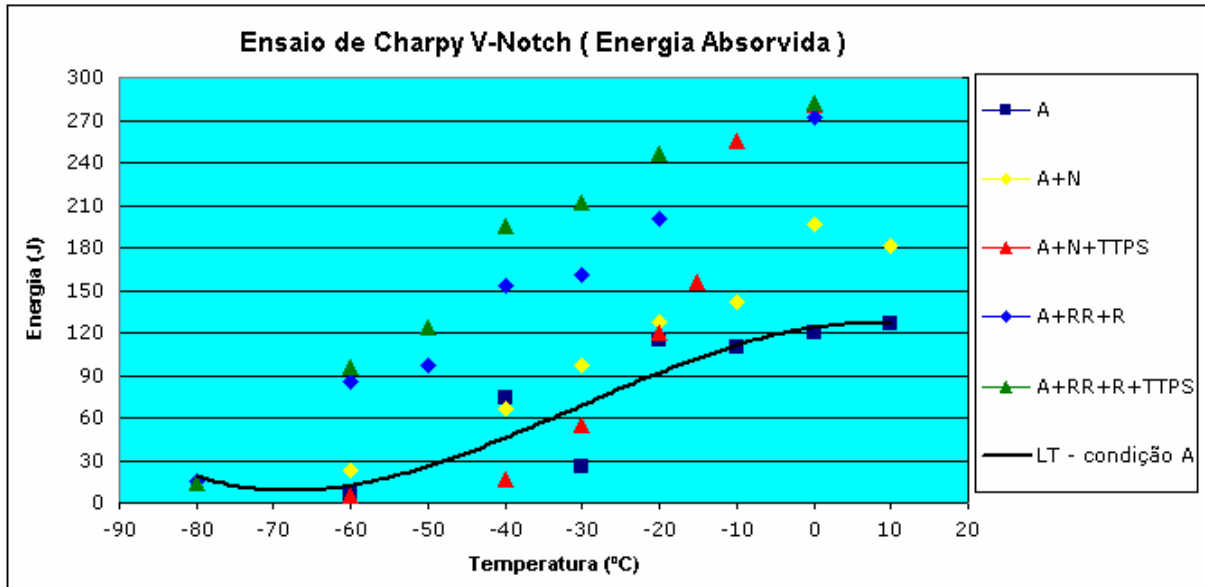


Figura 57 – Comparação dos resultados do ensaio CVN – energia absorvida.

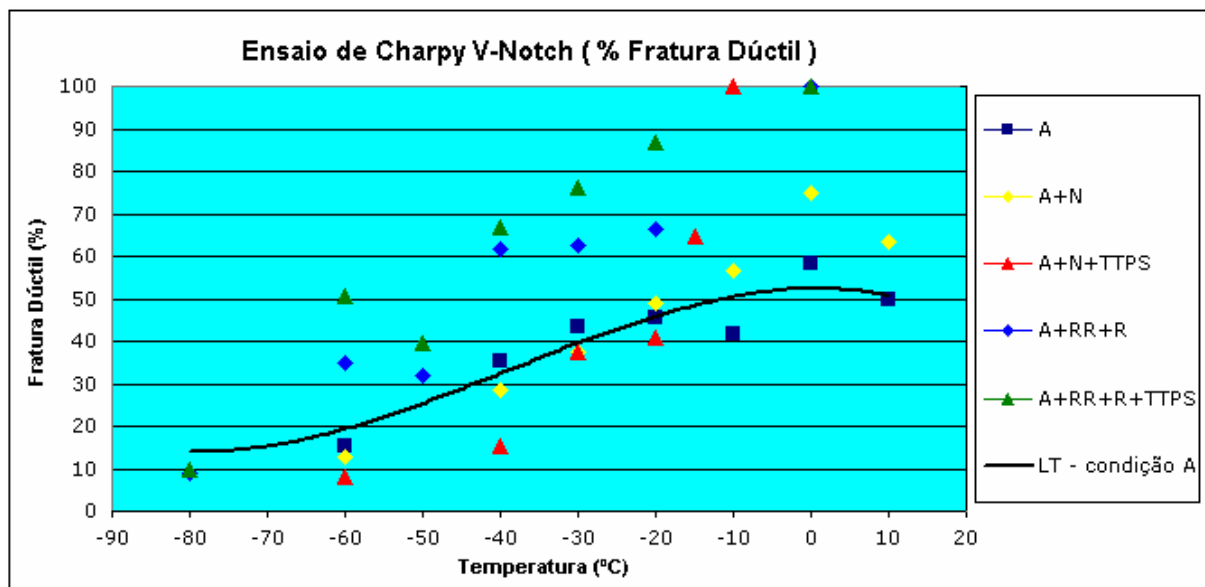


Figura 58 – Comparação dos resultados do ensaio CVN – percentual de fratura dúctil.

Onde LT significa linha de tendência na condição A.

A partir das amostras austenitizadas (condição A), o tratamento de normalização (condição B) provocou um deslocamento para a esquerda das curvas de energia absorvida e percentual de fratura dúctil, porém neste último caso sendo menos evidenciado. Para as amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento (condição D), o deslocamento das curvas de energia absorvida e percentual de fratura dúctil foi mais evidenciado. Estes fatos se devem ao refinamento do TGF que variou de 15,5 μm , na condição A, para 11,2 μm na condição B e 8,3 μm na condição D.

O tratamento pós-soldagem (TTPS) diminuiu a energia absorvida e percentual de fratura dúctil para o caso das amostras que sofreram normalização seguida de TTPS (condição C), embora o TGF tenha diminuído de 11,2 μm , na condição B, para 11,1 μm na condição C. Esta variação na energia absorvida e no percentual de fratura dúctil foi analisada por Torres (2002), onde se verificou, após TTPS, difusão de carbono para os contornos de grãos da ferrita que, combinando com o Fe, forma a cementita (Fe_3C), que é uma fase de elevada dureza. Esta difusão é possível pela combinação da temperatura (630 °C) com o tempo elevado de permanência (630 min). Nesta situação, a tenacidade do aço é reduzida pela fragilização dos contornos de grãos.

Por outro lado, o TTPS elevou a energia absorvida e percentual de fratura dúctil para o caso das amostras resfriadas rapidamente seguidas de revenimento e TTPS (condição E), deslocando ainda mais a curva para a esquerda, embora o TGF tenha aumentado de 8,3 μm , na condição D (amostra resfriada rapidamente seguida de revenimento), para 8,5 μm na condição E. Uma das explicações para tal resultado é a possível existência de tensões internas residuais no aço após o revenimento, onde o TTPS veio a complementar e aliviar estas tensões. Para melhor evidenciar este fato, percebe-se que houve um aumento na ductilidade e no alongamento do aço e redução no limite de resistência à tração e na dureza (**Tabela 21**).

Para temperaturas superiores a 0 °C, as amostras que sofreram tratamento de normalização seguido de TTPS (condição C) apresentaram tenacidade semelhante ao das amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E). Contudo, conforme se reduziu a temperatura, as amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E) apresentaram melhor comportamento de tenacidade.

O mesmo não pode ser visto nas amostras que não sofreram TTPS, ou seja, amostras que sofreram normalização (condição B) e amostras que sofreram resfriamento rápido e revenimento (condição D), onde as amostras na condição D produziram um aço de tenacidade superior ao longo de toda a faixa de temperatura.

Com base nestes resultados, pode-se afirmar que o resfriamento rápido é vantajoso para obtenção de um aço de maior tenacidade, se comparado com o tratamento de normalização. Além disso, após TTPS houve um aumento na capacidade de absorção de energia ao impacto no aço.

4.4 ENSAIO DE DUREZA

Na **Tabela 21** está relacionada os valores obtidos por meio do ensaio de dureza Rockwell B, (HRB) convertidos para a escala Brinell (HB), para as 5 condições de tratamento térmico.

Tabela 21 – Resultados das medições de dureza Rockwell B, convertidos para Brinell.

Condição	Tipo de TT	Dureza (HRB)	Dureza (HB)
A	A	$76 \pm 0,9$	$135 \pm 2,2$
B	A+N	$78 \pm 0,9$	$140 \pm 2,4$
C	A+N+TTPS	$75 \pm 0,8$	$132 \pm 1,5$
D	A+RR+R	$88 \pm 1,4$	$176 \pm 5,8$
E	A+RR+R+TTPS	$86 \pm 1,2$	$168 \pm 4,7$

Na **Figura 59** é representada, de maneira gráfica, os resultados de dureza Brinell nas diversas condições de tratamentos térmicos.

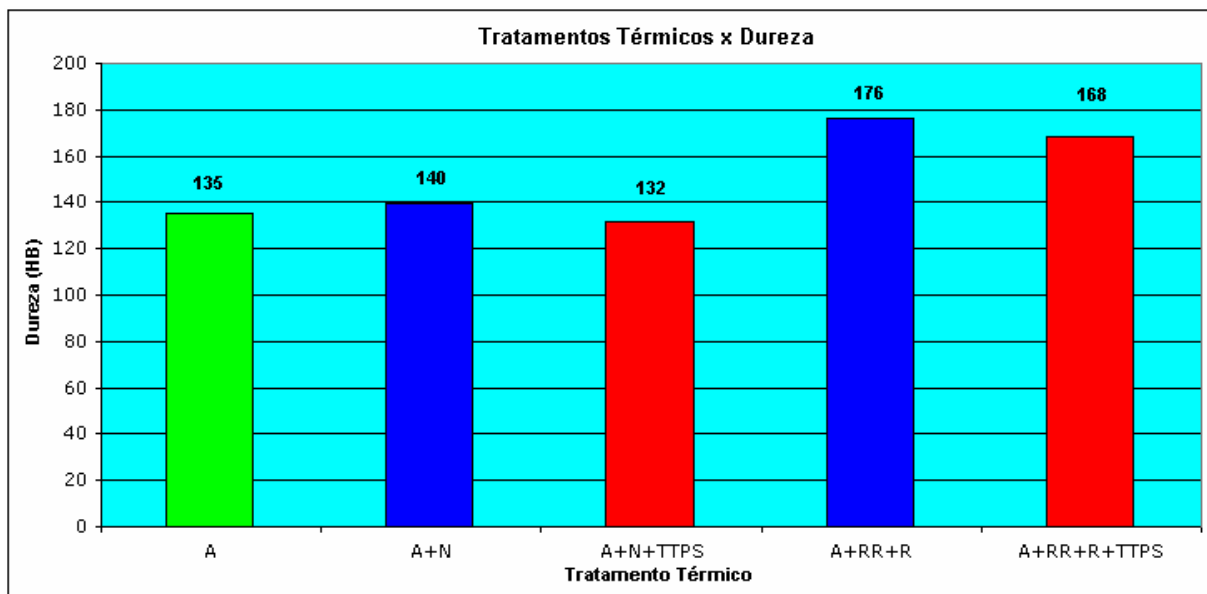


Figura 59 – Comparação dos resultados de dureza Brinell (HB).

A partir das amostras austenitizadas (condição A), o tratamento de normalização (condição B) provocou um aumento de 3,7% na dureza do aço, variando de 135 HB, na condição A, para 140 HB na condição B, justificado pelo refino do TGF, que variou de 15,5 μm , na condição A, para 11,2 μm na condição B. Maior aumento foi evidenciado nas amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento (condição D), onde houve um aumento de 30,37% na dureza, variando de 135 HB, na condição A, para 176 HB na condição D. Tal fato pode ser atribuído à possível formação de bainita (fase de maior dureza), conforme já visto na **Figura 53**.

O tratamento pós-soldagem (TTPS) diminuiu a dureza tanto nas amostras que sofreram normalização seguida de TTPS (condição C) quanto nas amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E). Nas amostras que sofreram normalização seguida de TTPS (condição C), o TTPS reduziu a dureza em 5,71%, variando de 140 HB, na condição B, para 132 HB na condição C. Nas amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E), a queda após TTPS foi de 4,55%, variando de 176 HB, na condição D, para 168 HB na condição E. Uma das explicações para tal resultado é a possível existência de tensões internas residuais no aço após o revenimento e após a normalização, aonde o TTPS veio a complementar e aliviar estas tensões, reduzindo os valores de dureza.

Apesar de apresentarem praticamente a mesma redução percentual da dureza, as amostras que sofreram resfriamento rápido seguido de revenimento e TTPS (condição E) apresentaram dureza 21,43% maior que as amostras que sofreram normalização seguida de TTPS (condição C), variando de 168 HB, na condição E, para 132 HB na condição C. Esta diferença foi de 20,45% as condições D e B, variando de 176 HB, na condição D, para 140 HB na condição B.

Com base nestes resultados pode-se afirmar que o resfriamento rápido não é vantajoso para obtenção de valores mais baixos na dureza do aço, se comparado com o tratamento de normalização. Deve-se considerar, no entanto, que os valores mais altos de dureza em relação à condição de normalização ainda são inferiores aos usualmente requeridos para esta classe de aço, geralmente limitados em 180 HB (valores máximos).

Contudo, a utilização do resfriamento rápido como tratamento térmico alternativo à normalização, depende de uma análise mais apurada da aplicação do material e das propriedades mecânicas que se deseja obter no aço, tendo por um lado valores maiores de dureza, porém com melhores resultados de resistência mecânica e tenacidade.

5 CONCLUSÕES

- a) o tratamento térmico de normalização (após austenitização) produziu um refinamento no TGF na ordem de 27,74%, em relação à condição austenitizada. Verificou-se redução no LR e no LE, apesar do refinamento do TGF, justificados pelo possível crescimento de precipitados de nióbio e titânio, e aumento do AL, refletindo o comportamento mecânico do material (redução do LR e aumento do AL). A tenacidade e a dureza do aço aumentaram justificados pelo refinamento do TGF.
- b) o tratamento térmico com resfriamento rápido seguido de revenimento (após austenitização) produziu refinamento no TGF na ordem de 46,45%, em relação à condição austenitizada. Verificou-se aumento do LR, LE, justificado, predominantemente, pelo refinamento do TGF e redução do AL, refletindo o comportamento mecânico do material (aumento do LR e redução do AL). A tenacidade e a dureza do aço aumentaram justificados pelo refinamento do TGF.
- c) o tratamento térmico pós-soldagem (após normalização) não influenciou na variação do TGF. Verificou-se redução no LR, justificada pelo possível início de esferoidização com quebra das lamelas de cementita e esboroamento parcial da perlita. O LE não foi influenciado por este tratamento, justamente porque não houve variação no tamanho do TGF. O AL refletiu novamente o comportamento mecânico do material (redução do LR, aumento do AL). Houve redução na tenacidade do aço, justificada pela fragilização dos contornos de grão (difusão de C para os contornos de grão, formando cementita). A dureza do aço foi reduzida, justificada pelo possível alívio das tensões internas residuais ainda existentes após a o tratamento de normalização.

- d) o tratamento térmico pós-soldagem (após resfriamento rápido seguido de revenimento) não influenciou na variação do TGF. Verificou-se redução no LR, justificada, novamente, pelo possível início de esferoidização com quebra das lamelas de cementita e esboroamento parcial da perlita, redução do LE, justificado pelo aumento da densidade de cementita no contorno de grão ferrítico e aumento do AL, novamente refletindo o comportamento mecânico do material (redução do LR, aumento do AL). A tenacidade do aço aumentou e a dureza diminuiu. Ambos justificados pelo possível alívio das tensões internas residuais ainda existentes após o revenimento.
- e) pode-se afirmar que o tratamento térmico de normalização, seguido de resfriamento rápido e revenimento, produziu um aço com melhores propriedades mecânicas, se comparado com um aço somente normalizado, verificando-se melhora nos valores de LR e LE e aumento da tenacidade. Apesar de ter havido queda no AL e aumento da dureza, se comparado com o aço na condição normalizado, estes fatos devem ser considerados de pouca relevância, uma vez que os valores de AL foram significativamente superiores ao valor mínimo especificado na norma ASTM A-516 grau 70 e os valores de dureza ainda são inferiores aos usualmente requeridos para esta classe de aço.

6 SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS

Caracterização microestrutural e avaliação das propriedades mecânicas do aço ASTM A-516 grau 70, após resfriamento rápido seguido de revenimento, utilizando-se de diferentes meios de resfriamento e, conseqüentemente, diferentes taxas de resfriamento.

Aplicação de diferentes técnicas metalográficas, especialmente com a utilização de reagentes que destaquem o microconstituente bainítico, como, por exemplo, o reagente de Le Pera¹, para os aços ASTM A-516 grau 70, com resfriamento rápido seguido de revenimento;

Utilização de microscopia eletrônica de transmissão para investigação e identificação dos prováveis mecanismos atuantes sobre a microestrutura do aço ASTM A-516 grau 70, após os tratamentos térmicos previstos neste estudo;

Conferir aspectos de soldabilidade do aço ASTM A-516 grau 70, visando caracterização microestrutural e avaliação das propriedades mecânicas através dos ensaios de tração, impacto e dureza na ZTA, utilizando-se dos processos de soldagem mais usados na fabricação de um vaso de pressão: SAW (Submerged Arc Welding), SMAW (Shielded Metal Arc Welding) e GTAW (Gas Tungsten Arc Welding).

Executar uma avaliação qualitativa e quantitativa de ensaio de fadiga do aço ASTM A-516 grau 70, tanto no metal de base quanto na ZTA, para as cinco condições de tratamento térmico pesquisadas, visando prever e estimar as conseqüências na fabricação de um vaso de pressão.

Avaliar o processo de conformação do aço ASTM A-516 grau 70, após resfriamento rápido seguido de revenimento, na fabricação de um vaso de pressão.

¹ LE PERA, F. S. **Improved Etching Technique to Emphasize Mertensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel.** Journal of Metals, v.32, p.38-39, 1980.

7 BIBLIOGRAFIA

1. APOSTILA sobre caldeira. Maringá: Ed. UEM, 2005. 26p.
2. ASTM A-20/A-20M. **Standard specification for general requirements for steel plates for pressure vessels.** ASTM. Annual Book of ASTM Standards, *vol. 01.04.* Ed.2003.
3. ASTM A-370. **Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products.** ASTM. Annual Book of ASTM Standards, *vol. 01.04.* Ed.2003a.
4. ASTM A-516/A-516M. **Standard specification for pressure vessel plates, carbon steel, for moderate- and lower-temperature service.** ASTM. Annual Book of ASTM Standards, *vol. 01.04.* Ed.1990.
5. ASTM E-8. **Standard test methods for tension testing of metallic materials.** ASTM. Annual Book of ASTM Standards, *vol. 03.01.* Ed.2004.
6. ASTM E-18 **Test methods for Rockwell hardness of metallic materials.** Annual Book of ASTM Standards, *vol. 03.01.* Ed.2007.
7. ASTM E-23. **Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials.** Annual Book of ASTM Standards, *vol. 03.01.* Ed.2007a.
8. ASTM E-112. **Test methods for determining average grain size.** Annual Book of ASTM Standards, *vol. 03.01.* Ed.2004.

9. **ASTM E-140. Standard hardness conversion tables for metals relationship among Brinell hardness, Vickers hardness, Rockwell hardness, superficial hardness, Knoop hardness, and Scleroscope hardness.** Annual Book of ASTM Standards, *vol. 03.01*. Ed.07.
10. **ASTM E-1382. Standard test methods for determining average grain size using semiautomatic and automatic image analysis.** Annual Book of ASTM Standards, *vol. 03.01*. Ed.97.
11. AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. An International Code, v. II, Part A ed. 2004, Addenda 2006. 1648 p.
12. AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. An International Code, v. VIII, Division 1 ed. 2004, Addenda 2006. 908 p.
13. AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. An International Code, v. VIII Division 2 ed. 2004, Addenda 2006. 427 p.
14. **BENINI, S. L. Avaliação das propriedades mecânicas do aço C ou C-Mn após tratamento térmico de alívio de tensões em vasos de pressão.** B. Téc. Petrobrás, Rio de Janeiro, 22(3), p. 193-200, Jul/Set 1979.
15. **CALLISTER, Jr., W.D. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** 5 ed. LTC: Rio de Janeiro, 2002.
16. **CASTRO, I. et al. Efeito da laminação anterior nas propriedades mecânicas de um aço C-Mn-Nb normalizado da classe de 500 MPa de LR.** Usiminas, Ipatinga, p. 1-32, abril, 1992.

17. COCHRANE, R. C. **Some effects of carbide particle size on the Charpy impact behavior of normalized and stress-relieved C-Mn steels.** BSC, p. 101-106, 1975.
18. COCHRANE, R. C. et al. **Influence of prior microstructure on normalizing response of C-Mn-Al-Nb Steels.** Materials Science and Technology. 5(1), p. 21-28, January 1989.
19. FLETCHER, F. **Specifying plate steels for optimum performance.** Hydrocarbon Engineering, p. 74-78, May 1998.
20. GORNI, A.A. et al. **Influência da temperatura de acabamento sobre a resposta ao tratamento de normalização em chapas grossas micro-ligadas.** In: 61º Congresso Anual da ABM. Anais... Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Rio de Janeiro, 2006.
21. GORNI, A.A., SILVEIRA, J.H.D. **Resfriamento acelerado de chapas grossas: o futuro chegou.** Caderno Técnico da Revista Metalurgia e Materiais, 63:564, Março 2006, 103-105.
22. GRUM, J., SLAVKO, B., ZUPANCIC, M. **Influence of quenching process parameters on residual stresses in steel.** Journal of Materials Processing Technology, v. 114, 2001, 57-70.
23. HONEYCOMBE, R.W.K. et al. **Steels - microstructure and properties.** 2.ed. Metallurgy & Materials Science, 1995. 324 p.
24. KOLAH-AVAL, J. et al. **Influence of tempering on impact behavior of normalized steels.** Materials Science and Technology, 5(5), p. 457-464, May 1989.

25. KRAUSS, G. **Steels heat treatment and processing principles**. 2 ed. ASM International, 1990. 497p.
26. MAHL, Rogério Luis et al. **Influência da condição de resfriamento na ocorrência de bandeamento no aço SAE 10b22 mod**. In: XXV SENAFOR: Porto Alegre, 2005.
27. MARQUES, P.V, MODENESI, P.J, BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. Belo Horizonte: UFMG, 2005.
28. MARTINS, Marcelo. **Temperabilidade Jominy e influência do revenido sobre a dureza - um estudo em aços estruturais nacionais**. 2002. 103f. (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2002.
29. MINTZ, B. **Influence of cooling rate from normalizing temperature and tempering on strength of ferrite-pearlite steels**. Metals Technology, 11(2), p. 52-60, February 1984.
30. MINTZ, B. et al. **Influence of grain boundary carbide density on impact behaviour of C-Mn-Nb-Al steels**. Materials Science and Technology, 2(10), p. 1046-1050, October 1986.
31. MODENESI P.J. **Curso de efeitos mecânicos do ciclo térmico**. Belo Horizonte: UFMG, 2001.
32. NORMA REGULAMENTADORA N° 13. **Caldeiras e vasos de pressão: NR-13 (113.000-5)**. Ministério do Trabalho e Emprego, 2002.

33. OLIVEIRA, C. A. S. de. **Têmpera direta de aços de baixa liga: aspectos cinéticos, microestruturais e de propriedades mecânicas.** Rio de Janeiro: COPPE/UFRJ, 1994.
34. PIETIKÄINEN, J., **Considerations about tempered martensite embrittlement. materials science and engineering A273 – 275.** 1999, 466-470.
35. SHACKELFORD, J.F. **Introduction to materials science for engineers.** 5 ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, 2000.
36. SILVA, C. L. J. e PARANHOS, R. **Fissuração a quente (trincas a quente).** Infosolda, 2003.
37. SILVA, A. L. C. e MEI, P.R. **Aços e ligas especiais.** 1 ed. Eletrometal S.A. Metais Especiais: Sumaré, 1998.
38. SPIM, J.A.J. **Curso de tratamentos térmicos e termoquímicos.** São Paulo: Cursos ABM, 2007.
39. TORRES, José Antônio de Oliveira. **Influência de tratamentos térmicos de alívio de tensões e de normalização nas propriedades mecânicas do aço de classe ASTM a-516-70 para vasos de pressão.** 2002. 69f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2002.