



**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA**  
**CAMPUS DE GUARATINGUETÁ**  
**FACULDADE DE ENGENHARIA**

***“Influência do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões associado à Elevada Energia de Soldagem na Tenacidade da Zona Termicamente Afetada de um Aço TMCP Microligado Aplicado em Estruturas Off-Shore”***

**CARLOS AUGUSTO SILVEIRA LIMA**

**Guaratinguetá – São Paulo - Brasil**

CARLOS AUGUSTO SILVEIRA LIMA

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE  
TENSÕES ASSOCIADO À ELEVADA ENERGIA DE  
SOLDAGEM NA TENACIDADE DA ZONA TERMICAMENTE  
AFETADA DE UM AÇO TMCP MICROLIGADO APLICADO  
EM ESTRUTURAS OFF-*SHORE*

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. Valdir Alves Guimarães  
Co-Orientador: Prof. Dr. Alexandre Queiroz  
Bracarense

Guaratinguetá - SP  
2011

L732i Lima, Carlos Augusto Silveira  
Influência do tratamento térmico de alívio de tensões associado à elevada energia de soldagem na tenacidade da zona termicamente afetada de um aço TMCP microligado aplicado em estruturas off-shore / Carlos Augusto Silveira Lima – Guaratinguetá : [s.n], 2011.  
110 f. : il.  
Bibliografia: f. 107-110

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011.  
Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães  
Co-Orientador: Alexandre Queiroz Bracarense

1. Soldagem 2. Aço – Tratamento térmico 3. Mecânica da fratura  
I. Título

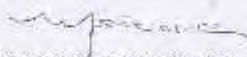
CDU 621.791

CARLOS AUGUSTO SILVEIRA LEMA


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. VALDIR ALVES GUIMARÃES  
Orientador / Unesp-Feg

  
Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO  
Unesp-Feg

  
Prof. Dr. RONALDO PINHEIRO DA ROCHA PARANHOS  
UNESP

## **DADOS CURRICULARES**

### **CARLOS AUGUSTO SILVEIRA LIMA**

NASCIMENTO	19.02.1960 – SANTO ANDRÉ / SP
FILIAÇÃO	Pedro Silveira Lima Escolástica Silveira Lima
1985/1989	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia – Universidade de Taubaté – Taubaté – SP
2002/2003	Curso de Pós-Graduação em Administração, MBA – Gerência de Produção e Tecnologia Nível de Especialização – Faculdade de Administração – Universidade de Taubaté – Taubaté – SP

À minha Esposa Neusinha, aos meus Filhos Daniella, Victor e Raul, e de modo especial aos meus Pais Escolástica e Pedro (in memoriam).

## **AGRADECIMENTOS**

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

ao meu orientador Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães e ao meu co-orientador Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense pela motivação,

ao Eng<sup>o</sup> Emyr Elias Berbare e Sr. Benedito Carlos Cavalheiro - Confab Industrial S/A,

ao Eng<sup>o</sup> Luiz Miguel Lopes Câmara,

ao Eng<sup>o</sup> Antônio C. Souza - Lincoln Elétrica S/A,

ao Eng. Mauro Faísca - Construtora Andrade Gutierrez S/A,

ao Dr. Wagner Reis - CNEN-CDTN,

à Dra. Ivani Bott - PUC-RJ, e

aos Srs. Lau Geckler e Cleber Santos – Laboratórios Tork

“Há três maneiras de agir sabiamente:  
a primeira pela meditação, que é a mais nobre,  
a segunda pela imitação, que é a mais fácil, e  
a terceira pela experiência, que é a mais amarga”

Confúcio

LIMA, C. A. S. **Influência do tratamento térmico de alívio de tensões associado à elevada energia de soldagem na tenacidade da zona termicamente afetada de um aço TMCP microligado aplicado em estruturas off-shore.** 2011. 110 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá-SP, 2011.

## RESUMO

Foi realizada a soldagem de chapas-teste de um aço API 2W 50, fabricado pelo processamento TMCP (*Thermo-Mechanical Controlled Processing*), sem resfriamento acelerado, com o processo de soldagem SAW-Tandem, com elevada energia de soldagem (4,0 kJ/mm), com a finalidade de aumento de produtividade, e aplicado o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT). Os resultados obtidos demonstraram que o TTAT associado à elevada energia de soldagem não promoveram variações significativas na microestrutura, na microdureza e nas tenacidades ao impacto (Charpy-V) e à fratura (CTOD). No entanto, os resultados de CTOD da ZTA foram baixos devido ao fato da ponta da trinca não estar localizada totalmente na ZTA; um volume significativo de metal de solda, de baixa tenacidade à fratura, foi revelado ao longo da extensão da trinca. As características do ciclo termomecânico do processamento TMCP (endurecimento por refino de grão e por aumento na densidade de discordâncias) foram as causas determinantes para a obtenção dos bons resultados de tenacidade no metal base e na ZTA, em condições de elevada energia de soldagem e de TTAT.

**PALAVRAS-CHAVE:** Soldagem, Aços TMCP, Zona Termicamente Afetada (ZTA), Tratamento Térmico de Alívio de Tensões, Energia de Soldagem.

LIMA, C. A. S. **Influence of post weld heat treatment associated to high heat input in toughness of the heat affected zone of a TMCP microalloyed steel applicated in offshore structures.** 2011. 110 f. Dissertation (Master of science in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá-SP, 2011.

### **ABSTRACT**

It was done the welding of the samples of a steel API 2W 50, manufactured by TMCP process, without accelerated cooling, with SAW-Tanden process, with high heat input (4,0 kJ/mm), with goal to increase the productivity, and applied a PWHT. The results showed that the PWHT associated to high heat input didn't promote significant changes in the microstructure, in the microhardness (HV0,2) and in the impact (Charpy-V) and fracture toughness (CTOD). However, the results of the CTOD in HAZ were low due to the fact the crack tip wasn't localized fully in HAZ; a considerable volume of the weld metal, of the low toughness, was revealed in the extension of the crack. The characteristics of the thermomechanical cycle of TMCP process (strengthening by grain refinement and by increasing in dislocations density) were the causes determinants to getting the good results of toughness in base metal and HAZ, in conditions of the high heat input and PWHT.

**KEYWORDS:** Welding, TMCP Steels, Heat Affected Zone (HAZ), Postweld Heat Treatment (PWHT), Heat Input Weld.

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1 – (a) Jaqueta da plataforma <i>off-shore</i> PRA-1 da Petrobras medindo aproximadamente 110m de altura, 60m de comprimento e 55m de largura, com peso aproximado de 9.000 t e lâmina d água de 90 m e, (b) seqüência de lançamento ao mar.....	17
FIGURA 2.1 – Diagrama esquemático dos processamentos convencional e TMCP (ASTM A 841).....	20
FIGURA 2.2 – Esquema dos estágios do processo TMCP (TANAKA, 1995).....	22
FIGURA 2.3 – Comparação das microestruturas de aços produzidos por laminação convencional e pelo processo TMCP (HOSKINS, 2002).....	23
FIGURA 2.4 – Forma e tamanho de grão relacionado à laminação convencional e ao processo TMCP.....	23
FIGURA 2.5 – Ciclo termomecânico utilizado nos processos de laminação convencional: (a) para normalização e (b) para tempera e revenimento (DE MEESTER, 1997).....	24
FIGURA 2.6 – Ciclo termomecânico do processo TMCP para (a) aços C-Mn e (b) para aços microligados e baixa liga e (DE MEESTER, 1997).....	25
FIGURA 2.7 – Ciclo termomecânico do processo TMCP-AC para as condições (a) temperado e auto-revenido e (b) temperado e revenido (DE MEESTER, 1997).....	28
FIGURA 2.8 – Relação entre o limite de escoamento e o CEIIW de várias famílias de aços (DE MEESTER, 1997).....	32
FIGURA 2.9 – Soldagem monopasse – as regiões da ZTA relacionadas ao diagrama de equilíbrio de fases Fe-C (EASTERLING, 1983).....	43
FIGURA 2.10 – Soldagem multipasses – as regiões das ZTA (TOYODA, 1983).....	46

FIGURA 2.11 – Soldagem multipasses – as regiões da ZTA relacionadas aos ciclos térmicos e esquema de microestruturas (DE MEESTER, 1997).....	46
FIGURA 3.1 – Chapas-teste.....	66
FIGURA 3.2 – Geometria e dimensões das chapas-teste (comprimento de 1000mm).....	66
FIGURA 3.3 – Esquema gráfico do TTAT.....	68
FIGURA 3.4 – Esquema de retirada das amostras para micrografia das regiões da ZTA .....	69
FIGURA 3.5 – Secção transversal da junta soldada .....	69
FIGURA 3.6 – Microscópio MEV Jeol, modelo JSM 6360 com sistema de EDS (Energy Dispersive Spectroscopy).....	70
FIGURA 3.7 – Esquema de retirada dos CP's de Charpy-V.....	71
FIGURA 3.8 – Esquema e nomenclatura dos CP's para chapas (ASTM E399 (1991)).....	72
FIGURA 3.9 – (a) Equipamento de Ensaio de Charpy-V e ( b) Cuba climática vista de cima.....	73
FIGURA 3.10 – Geometria e dimensões dos corpos de prova SE(B).....	74
FIGURA 3.11 – Esquema de retirada dos CP's SE(B).....	74
FIGURA 3.12 – Dispositivo instrumentado para nucleação da trinca por fadiga.....	75
FIGURA 3.13 – Modo de fixação do extensômetro para a medição do deslocamento da ponta da pré-trinca.....	75
FIGURA 3.14 – Projetor de perfis Mitutoyo para medição de pré-trinca.....	76
FIGURA 4.1 – As regiões da ZTA nas condições (a) (CS) e (b) (TT), com ampliação de 50X, ataque com Nital 2%.....	77
FIGURA 4.2 – Microestrutura do metal de base nas condições (CS) e (TT), respectivamente : (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.....	79
FIGURA 4.3 – Microestrutura da região ZTASC nas condições (CS) e (TT), respectivamente: (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.....	83

FIGURA 4.4 – Microestrutura da região ZTAIC nas condições (CS) e (TT), respectivamente: (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.....	84
FIGURA 4.5 – Microestrutura da região ZTAGF nas condições (CS) e (TT), respectivamente: (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.....	85
FIGURA 4.6 – Microestrutura da região ZTAGG nas condições (CS) e (TT), respectivamente: (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.....	86
FIGURA 4.7 – Posição na microestrutura (a) e espectros (b), (c) e (d) da análise semi-quantitativa usando-se espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS) das finas partículas dispersas na ZTA na condição (TT), em caráter ilustrativo.....	88
FIGURA 4.8 – Valores de microdureza HV0,2 do metal base e ZTA nas condições (CS) e (TT).....	91
FIGURA 4.9 – Curvas de variação das energias de impacto-Charpy-V x Temperatura para o metal base, nas condições (CS) e (TT).....	94
FIGURA 4.10– Curvas de variação das energias de impacto-Charpy-V x Temperatura para a ZTA, nas condições (CS) e (TT).....	96
FIGURA 4.11 – Curvas de variação da carga X CMOD para o metal base, nas condições (a) (CS), e (b) (TT).....	101
FIGURA 4.12- Macrografia da superfície fraturada de dois CP's que apresentaram (a) de baixo resultado de CTOD e (b) elevado resultado de CTOD.....	103
FIGURA 4.13 – Curvas de variação da carga X CMOD para o metal base, nas condições (a) (CS), e (b) (TT).....	104

## LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 – Métodos metalúrgicos para melhoria da tenacidade nas LBZ's.....	53
TABELA 3.1 – Especificação da composição química, em percentagem de peso, do aço API 2W 50.....	63
TABELA 3.2 – Especificação das propriedades mecânicas do aço API 2W 50.....	64
TABELA 3.3 – Composição química, em percentagem de peso, da chapa-teste de aço API 2W 50.....	64
TABELA 3.4 – Propriedades mecânicas da chapa-teste de aço API 2W 50.....	65
TABELA 3.5 – Composição química, em porcentagem de peso, do metal de solda....	65
TABELA 3.6 – Variáveis do procedimento de soldagem.....	67
TABELA 4.1 – Extensão das regiões da ZTA e tamanho de grão ferrítico.....	78
TABELA 4.2 – Análise química da análise semi-quantitativa usando-se espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS) das finas partículas dispersas no metal base na condição (CS), em caráter ilustrativo.....	89
TABELA 4.3 – Valores de microdureza HV 0,2 das regiões da ZTA e do metal base.....	91
TABELA 4.4 – Resultados do ensaio de impacto Charpy-V para o metal base, nas condições (CS) e (TT).....	93
TABELA 4.5 – Resultados do ensaio de impacto Charpy-V para a ZTA, nas condições (CS) e (TT).....	96
TABELA 4.6 – Resultados do ensaio de CTOD para o metal base na temperatura de -20°C, nas condições (CS) e (TT).....	100
TABELA 4.7 – Resultados do ensaio de CTOD para a ZTA na temperatura de -20°C, nas condições (CS) e (TT).....	102

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	15
1.1 OBJETIVOS.....	18
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	19
2.1 O PROCESSO TMCP ( <i>THERMO-MECHANICAL CONTROL PROCESSING</i> ).....	19
2.1.1 <b>Laminação controlada</b> .....	24
2.1.2 <b>Resfriamento acelerado controlado</b> .....	27
2.1.3 <b>Efeito do processo TMCP na soldabilidade</b> .....	29
2.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA E PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	31
2.3 MICROESTRUTURAS .....	34
2.3.1 <b>Ferrita poligonal</b> .....	35
2.3.2 <b>Ferrita acicular</b> .....	36
2.3.3 <b>Cementita</b> .....	36
2.3.4 <b>Perlita</b> .....	37
2.3.5 <b>Bainita</b> .....	37
2.3.4 <b>Microconstituente M-A</b> .....	38
2.4 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM .....	39
2.5 PROPRIEDADES DA JUNTA SOLDADA.....	41
2.5.1 <b>Propriedades do metal de solda</b> .....	41
2.5.2 <b>Propriedades da ZTA</b> .....	42
2.5.3 <b>Endurecimento da ZTA</b> .....	48
2.5.4 <b>Tenacidade da ZTA</b> .....	49
2.5.5 <b>Amolecimento (<i>Softening</i>) da ZTA</b> .....	53
2.6 TRINCAMENTO NA JUNTA SOLDADA .....	54
2.6.1 <b>Trincamento a quente</b> .....	54
2.6.2 <b>Trincamento lamelar</b> .....	55
2.6.3 <b>Trincamento de reaquecimento</b> .....	55
2.6.4 <b>Trincamento a frio</b> .....	55
2.7 TRATAMENTO TÉRMICO APÓS SOLDAGEM.....	57
2.8 ENSAIO DE CTOD (CRACK TIP OPENING DISPLACEMENT).....	61
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	63
3.1 MATERIAL.....	63
3.1.1 <b>Análise Química e Propriedades Mecânicas</b> .....	63

3.2 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM .....	66
3.2.1 Consumíveis de soldagem .....	67
3.3 ENSAIO POR ULTRA-SOM .....	67
3.4 TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES .....	68
3.5 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓPTICA .....	68
3.6 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	70
3.7 ENSAIO DE MICRODUREZA <i>VICKERS</i> .....	71
3.8 ENSAIO DE TENACIDADE AO IMPACTO- <i>CHARPY-V</i> .....	71
3.9 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA-CTOD .....	73
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>77</b>
4.1 ANÁLISES MACRO E MICROESTRUTURAIS.....	77
4.1.1 Microscopia óptica da junta soldada .....	77
4.1.2 Metal base – microscopia óptica e MEV .....	79
4.1.3 ZTA - microscopia óptica e MEV .....	81
4.2 ANÁLISE DOS RESULTADOS DO ENSAIO DE MICRODUREZA.....	90
4.2.1 Metal base.....	90
4.2.2 ZTA .....	90
4.3 ANÁLISE DOS RESULTADOS DO ENSAIO DE TENACIDADE AO IMPACTO- <i>CHARPY</i> -.....	93
4.3.1 Metal base.....	93
4.3.2 ZTA .....	95
4.4 ANÁLISE DOS RESULTADOS DO ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA-CTOD.....	99
4.4.1 Metal base.....	99
4.4.2 ZTA.....	101
<b>5 CONCLUSÕES.....</b>	<b>105</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>106</b>
<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>107</b>

## 1. INTRODUÇÃO

Até a década de 80 os aços utilizados na construção de plataformas *off-shore* eram os aços normalizados. No Brasil, notadamente o aço BS 4360 Gr D era o mais utilizado devido às condições de temperatura da costa brasileira. No entanto, devido ao maior rigor dos requisitos de projeto, principalmente na tenacidade à fratura, foram desenvolvidos os aços TMCP (*Thermo-Mechanical Controlled Processing*). Estes aços são produzidos utilizando-se as técnicas de laminação controlada e, as vezes, também o resfriamento acelerado, para se obter boas resistências mecânica e tenacidade, sem a adição de elementos de liga, os quais, como é sabido, podem promover a formação de precipitados frágeis na ZTA devido às taxas de resfriamento relacionadas à soldagem multipasses. O aumento na produtividade na soldagem, via aumento da energia da soldagem, também foi possível devido ao processamento TMCP. A energia de soldagem, energia relacionada ao calor imposto pelo processo de soldagem (heat input) e à temperatura de interpasses, comumente utilizada no processo Arco Submerso (SAW) para aços convencionais normalizados é de 2,5 a 3,0 kJ/mm; neste trabalho experimental utilizou-se um aço TMCP soldado com o processo SAW com energia de soldagem de 4,0 KJ/mm, visando-se o aumento na produtividade.

De Meester (1997) afirma que os efeitos causados na microestrutura de aços TMCP devido a ciclos térmicos, quer sejam da soldagem ou de TTAT, são irreversíveis. Novos tratamentos térmicos não restaurarão as propriedades físicas e mecânicas, pois estas foram obtidas pelo tratamento termomecânico do processo TMCP e não somente por tratamento térmico. A temperatura máxima do TTAT normalmente é limitada a 600°C pela literatura (De Meester, 1997); no entanto a especificação API 2W (1999) limita em 595°C. Neste trabalho, o TTAT foi realizado a  $590 \pm 10^\circ\text{C}/4\text{h}$ .

De acordo com Hoskins (2002), o melhor entendimento da metalurgia física referente à otimização dos mecanismos de endurecimento por precipitação, por

deformação (encruamento) e por aumento de discordâncias, deu origem a uma larga faixa de novos produtos estruturais soldáveis com melhores propriedades mecânicas, dos quais podemos destacar os aços produzidos pelo processo TMCP (Thermo-Mechanical Controlled Processing). Os aços TMCP podem ser considerados uma nova família de aços que apresentam soldabilidade melhor que os aços C - Mn convencionais de igual nível de resistência mecânica. O processo TMCP é utilizado na produção de aços C-Mn, microligados, de baixa e alta liga, e também de aços temperados e revenidos.

Porter (2004) observa que, há mais de duas décadas os aços TMCP são aplicados em engenharia, mais extensivamente em gasodutos e oleodutos e em aplicações estruturais, como pontes e estruturas *off-shore*.

A denominação TMCP será utilizada no longo do texto para designar o processo de laminação controlada (deformação e temperaturas controladas com ou sem resfriamento acelerado). O aço TMCP utilizado neste trabalho é o API 2W 50 e foi aplicado na construção da jaqueta da plataforma *off-shore* PRA-1, da Petrobras, lançada ao mar em 31/12/06 na bacia petrolífera de Campos – RJ, como pode ser visualizado na figura 1.1.

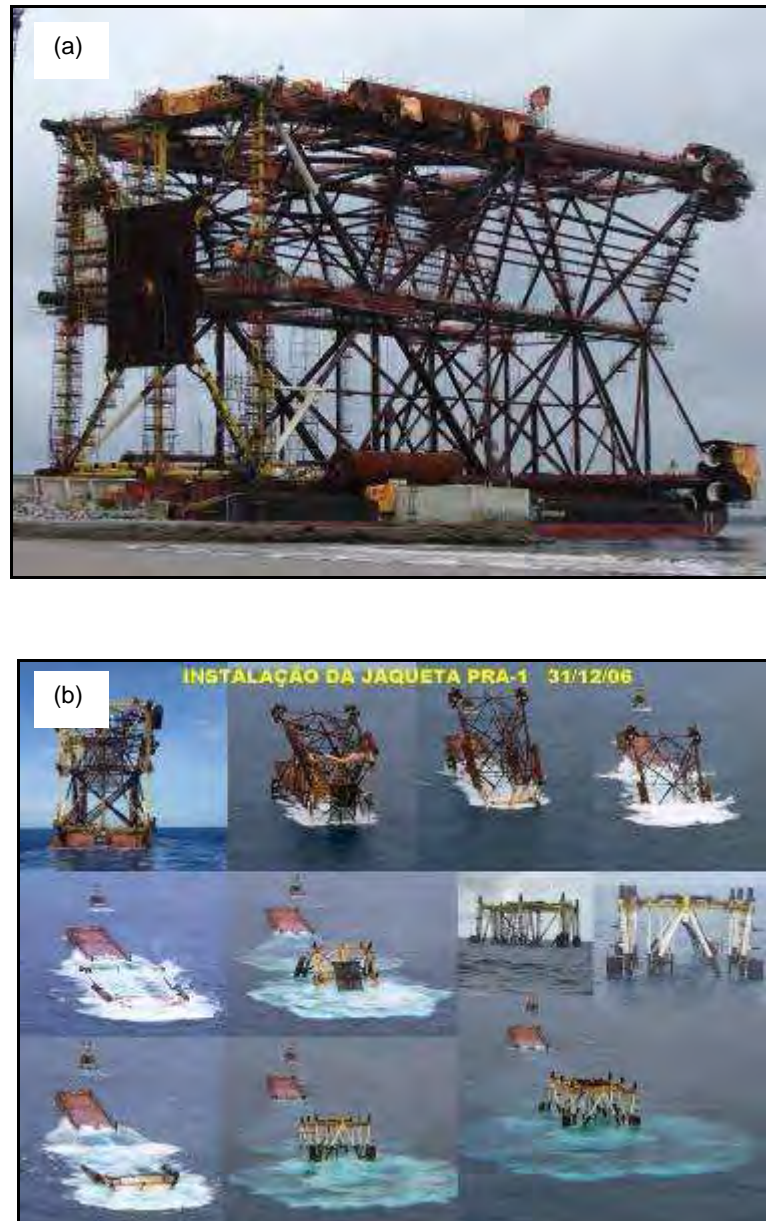


Figura 1.1: (a) Jaqueta da plataforma *off-shore* PRA-1 medindo 110 m de altura , 60 de comprimento, 55 m de largura, com peso aproximado de 9.000 t e lâmina d'água de 90 m e, (b) sequência de lançamento ao mar.

## 1.1. OBJETIVOS

O objetivo desta pesquisa é analisar a influência do tratamento térmico de alívio de tensões associado à elevada energia de soldagem (4,0kJ/mm), a qual visa o aumento na produtividade do processo, na tenacidade da ZTA (Zona Termicamente Afetada) de um aço TMCP microligado. Foram realizadas as seguintes análises:

- a) Caracterização mecânica no que se refere às tenacidades medidas pelos ensaios de impacto do tipo *Charpy-V*, de fratura do tipo CTOD e pela microdureza *Vickers*;
- b) Caracterização microestrutural visando a identificação, a forma, o volume e a distribuição das fases e dos precipitados presentes, e o tamanho de grão da ZTA: esta caracterização será correlacionada à caracterização mecânica;

Também tem a finalidade de analisar os fatores microestruturais que governam a tenacidade na ZTA de juntas soldadas, e contribuir para o desenvolvimento tecnológico da área de soldagem multipasses de aços produzidos pelo processo TMCP (de granulação fina).

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A soldabilidade está relacionada à habilidade do material em ser soldado sem a introdução de defeitos, tais como trincas a frio por hidrogênio, trincas a quente, trincas de reaquecimento, decoesão lamelar e porosidade, e, em se obter um balanço adequado entre as propriedades mecânicas do metal de solda (MS), da zona termicamente afetada (ZTA), e do metal base. Este, sem dúvida, é um importante aspecto a ser considerado na soldabilidade relativamente às condições de serviço. (HOSKINS, 2002).

### 2.1. O PROCESSO TMCP (*THERMO-MECHANICAL CONTROL PROCESSING*)

Os aços TMCP estão sendo utilizados largamente em vários setores industriais. De acordo com De Meester (1997), o alto nível de resistência encontrado nos aços TMCP microligados são principalmente resultado de três mecanismos de endurecimento: refinamentos de grão austenítico e ferrítico, aumentam de resistência por dispersão de carbonitretos e carbonetos, e por aumento de densidade de discordâncias. Esses três mecanismos têm permitido aos fabricantes reduzir o teor de carbono dos aços e melhorar a soldabilidade.

De Ardo (1995) e Yurioka (1996) afirmam que, o processo TMCP envolve laminação e resfriamento controlados durante o processamento primário. O objetivo do TMCP é obter um refinamento da microestrutura austenítica, como laminado, antes da transformação subsequente em outras fases. O refino de grão é baseado no controle da cinética ou recristalização e subsequente crescimento de grão, o qual ocorre durante o tempo de interpasso entre as reduções (deformações) nas várias passagens para diminuição da espessura.

De acordo com as normas API 2W (1999) (*Specification for Steel Plates for Offshore Structures Produced by Thermo-Mechanical Control Processing*) e ASTM

A 841 (*Standard Specification for Steel Plates for Pressure Vessels, Produced by Thermo-Mechanical Control Process (TMCP)*), o processamento TMCP, normalmente chamado de TMCP, evoluiu a partir dos processos de laminação controlada (CR-*Controlled Rolling*), o qual já é conhecido e utilizado a vários anos. O processamento TMCP produz aços de granulação fina por meio da combinação da composição química e de controles integrados das variáveis de laminação, desde o reaquecimento da placa (*slab*) até o resfriamento após a laminação final, de modo a atingir as propriedades mecânicas especificadas em relação à espessura requerida. Este processo requer um rigoroso e preciso controle das reduções (quantidade e proporção) e das temperaturas associadas. A figura 2.1 apresenta o diagrama esquemático dos processamentos convencional e TMCP.

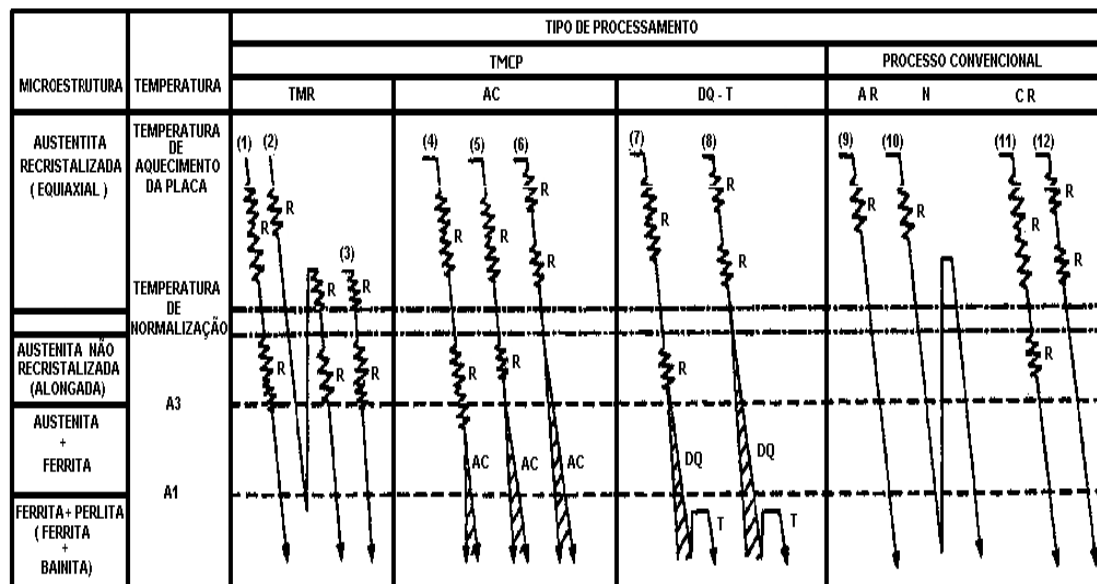


Figura 2.1: Diagrama esquemático dos processamentos convencionais e TMCP (ASTM A 841).

Legenda:

TMR: Laminação termomecânica controlada, AC: Resfriamento acelerado;

AR: Como laminado, N: Normalização, DQ: Têmpera *on-line* e T: Revenido,

R: Reduções e CR: Laminação convencional controlada (apenas a temperatura final de laminação é controlada).

O processamento TMCP pode incorporar três processos, como segue:

- a) Laminação Termomecânica Controlada (TMR- *Thermo-Mechanical Rolling*): a laminação é realizada nas regiões de recristalização da austenita e fora dela, e as vezes, na região bifásica (austenita e ferrita). Geralmente, um elevado nível de redução (alta proporção) é realizado próximo ou abaixo da temperatura  $A_3$ , e, ainda, pode envolver laminação próxima à temperatura  $A_1$ ;
- b) Resfriamento Acelerado (AC- *Accelerated Cooling*): o processo tem a finalidade de promover refino de grão e aumento do volume de perlita e/ou bainita por meio do resfriamento controlado (acelerado e ao ar) na região bifásica de temperaturas, imediatamente, após o final das operações de laminação controlada (CR) ou laminação termomecânica a quente (TMR);
- c) Têmpera e Revenido *on-line* (DQT- *Direct Quenched and Tempered*): o processo tem a finalidade de promover refino de grão e aumento de dureza por meio de têmpera direta na linha de laminação) na região bifásica de temperaturas, imediatamente, após o final das operações de laminação controlada (CR) ou laminação termomecânica a quente (TMR). Após a têmpera na linha, as chapas são revenidas.

A seleção do método de produção a ser utilizado pelo fabricante depende da composição química, da espessura da chapa e dos requisitos de propriedades mecânicas.

Observa-se na figura 2.1 que, no processo TMCP, a laminação final de acabamento é realizada em temperaturas inferiores ao processo convencional, o que demanda equipamentos mais robustos e custosos.

Tanaka (1995, apud HOSKINS, 2002) afirma que, o processo TMCP começa com o reaquecimento das placas para produzir uma microestrutura relativamente uniforme e uma distribuição de elementos de liga mais regular. Isto é apresentado esquematicamente na figura 2.2, a qual demonstra que o processo pode ser subdividido em diversos estágios. No primeiro estágio os grãos grosseiros resultantes do reaquecimento passam por repetidas deformações e recristalizações. O segundo estágio do processo é a deformação nas regiões não recristalizadas abaixo de  $950^{\circ}\text{C}$  e acima da

temperatura  $A_3$ . A deformação nesta região promove a formação de grãos austeníticos alongados com bandas de deformação dentro dos grãos. A ferrita nucleia nos contornos de grãos austeníticos bem como nas bandas deformadas resultando numa microestrutura muito fina.

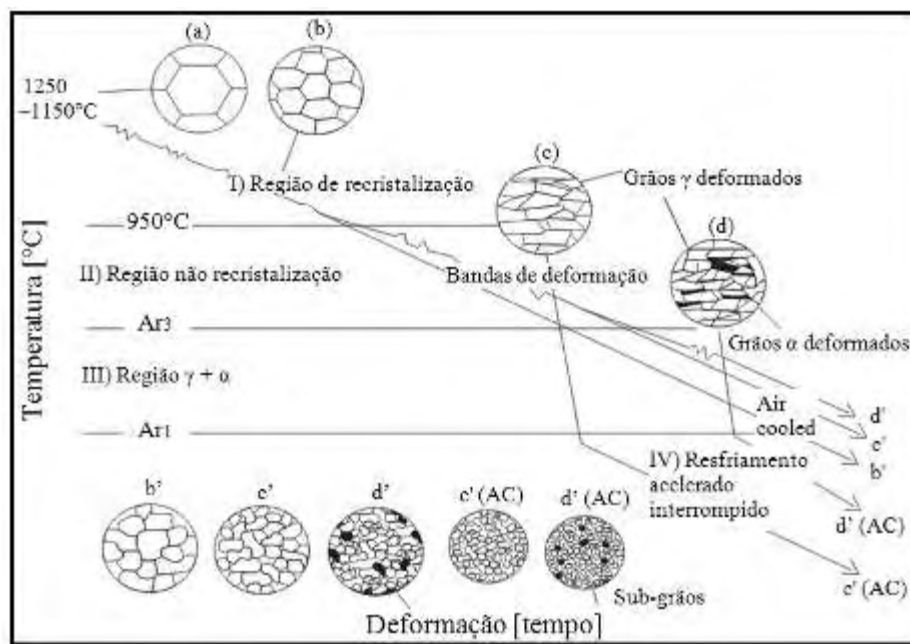
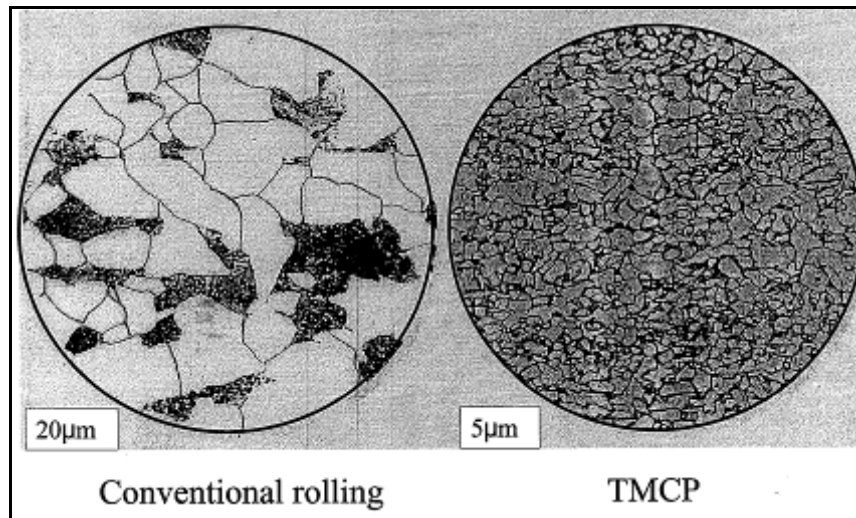


Figura 2.2: Esquema dos estágios do processo TMCP (TANAKA, 1995).

Para Nakamura *et al.* (1996), os aços TMCP podem ser fabricados para ter basicamente elevada resistência e melhor soldabilidade por meio de uma redução no seu carbono equivalente (Ceq). Para atingir elevada resistência, os aços são sujeitos ao tratamento TMCP, ou seja, laminação controlada e resfriamento acelerado controlado para refinar o tamanho do grão e controlar a microestrutura. Esses aços têm muito melhor resistência e tenacidade que os aços convencionais de composição química similar. Eles têm demonstrado soldabilidade superior, tanto que em anos recentes o processo TMCP vem sendo mais intensamente aplicado a aços para estruturas soldadas numa larga variedade industrial, como construções metálicas, navios e estruturas *off-shore*.

A figura 2.3 apresenta uma comparação das microestruturas de aço produzido por laminação convencional e pelo processo TMCP considerando-se o tamanho do grão.



a) Laminação Convencional      b) TMCP

Figura 2.3: Comparação das microestruturas de aços produzidos por laminação convencional e pelo processo TMCP (HOSKINS, 2002).

A figura 2.4 relaciona a forma e o tamanho de grão da microestrutura resultante com a temperatura de laminação de acabamento e com as condições de laminação (convencional e processo TMCP). Observa-se para a laminação convencional que quanto menor a temperatura menor será o tamanho de grão e que para o processo TMCP se obtém um tamanho de grão ainda menor, porém de forma alongada.

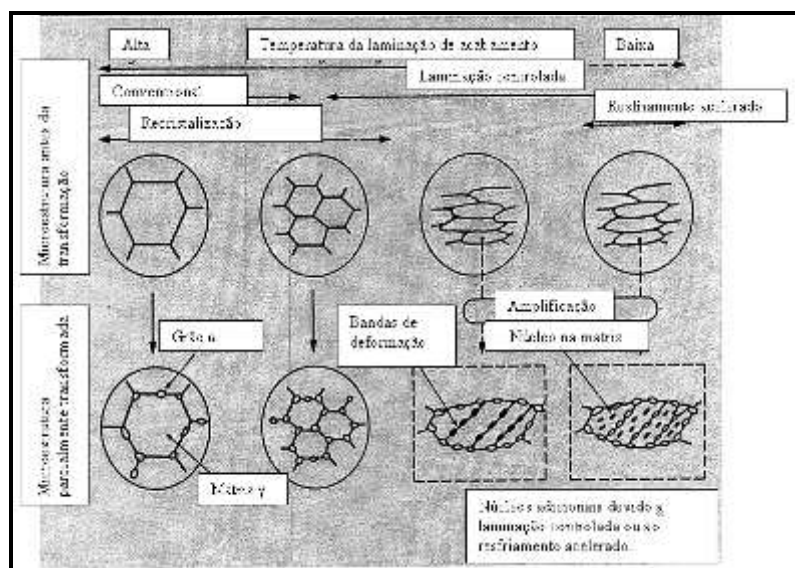


Figura 2.4: Forma e tamanho de grãos relacionados à laminação convencional e ao processo TMCP (HOSKINS, 2002).

### 2.1.1. Laminação Controlada

O processo de laminação convencional para aços C-Mn normalizados envolve a laminação de chapas a temperaturas suficientemente acima de  $A_3$  para beneficiar-se da baixa resistência mecânica e da grande plasticidade da austenita. As chapas laminadas sofrem um tratamento térmico de normalização após a laminação, conforme a figura 2.5 (a), para se obter umas microestruturas finas constituídas de ferrita poligonal e perlita com melhores propriedades mecânicas (DE MEESTER, 1997).

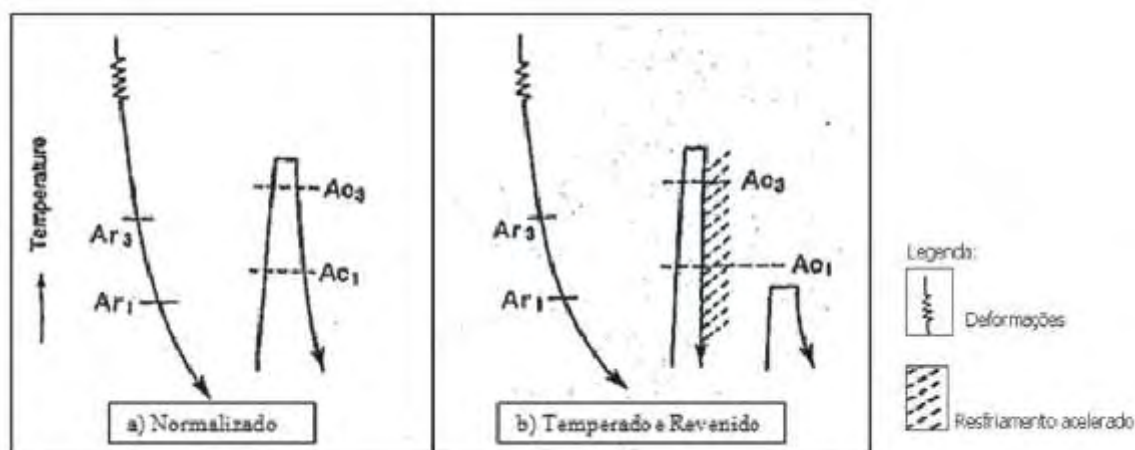


Figura 2.5: Ciclo termomecânico utilizado nos processos de laminação convencional: (a) para normalização e (b) para tempera e revenimento (DE MEESTER, 1997).

O limite mínimo de escoamento de aços C-Mn é normalmente limitado a 355MPa. Graus mais elevados, de até 420MPa podem ser produzidos por meio de pequenas adições de nióbio e/ou vanádio. Aços de elevada resistência, exceto aqueles processados pelo processo TMCP, são geralmente mais ligados e obtidos por têmpera e revenido (vide figura 2.5b). Quando os aços C-Mn são produzidos pelo processo TMCP, a laminação final de acabamento é realizada a temperaturas suficientemente baixas para prevenir o crescimento do grão da austenita. O ponto importante a se notar é que suas propriedades podem ser obtidas ou restauradas por um tratamento térmico de normalização, diferentemente dos aços TMCP.

A laminação controlada envolve uma cuidadosa manipulação do nível de reduções a várias temperaturas de modo a otimizar a microestrutura para uma dada composição química. A altas temperaturas, elementos como nióbio são solúveis na austenita. Com a diminuição da temperatura o nióbio precipitará na forma de finos

carbonitretos de nióbio, na região austenítica. Esses carbonetos estabilizam a subestrutura de grãos alongados de austenita prevenindo ou pelo menos retardando a sua recristalização, conforme apresenta a figura 2.6. Outros carbonitretos, como os de V e Ti, apresentam efeito similar. Uma laminação controlada mais rigorosa deve ser realizada nos aços microligados com esse elemento (HONEYCOMBE, 1995 e DE MEESTER, 1997).

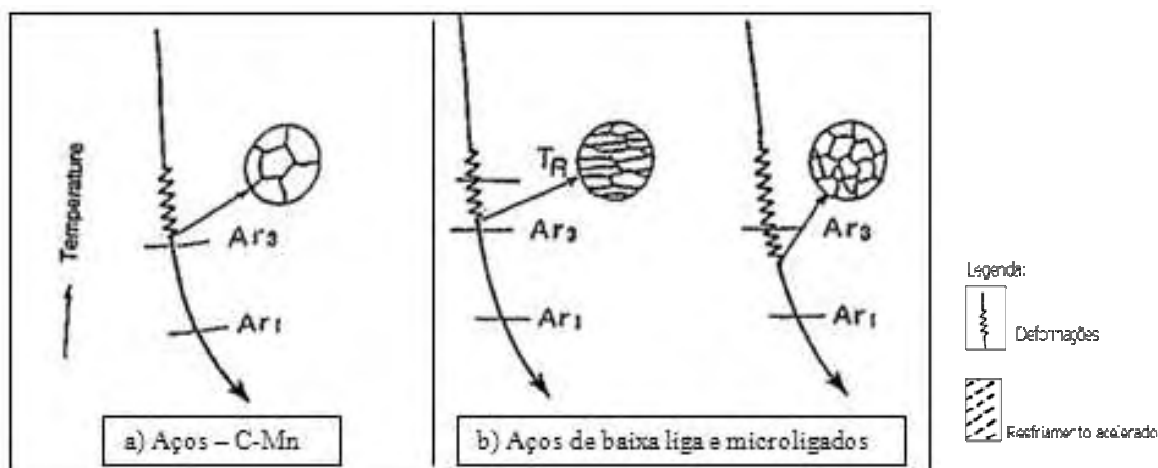


Figura 2.6: Ciclo termomecânico do processo TMCP para aços C-Mn (a) e para aços microligados e baixa liga (b) (DE MEESTER, 1997).

De acordo com De Meester (1997), para se maximizar os benefícios desses elementos a temperatura final de laminação deve estar abaixo de  $A_3$  para se prevenir crescimento dos grãos austeníticos recristalizados durante o resfriamento. A ferrita nucleará nos grãos pequenos da austenita (grãos alongados da austenita não recristalizada) obtendo-se assim uma granulação ferrítica muito fina. Assim o processo requer um rigoroso controle das deformações na laminação, necessárias para deformarem a austenita, e da temperatura final de laminação. Este controle depende da composição do aço. Em muitos casos a laminação pode ser realizada logo acima da temperatura  $A_3$ , mas, em outras circunstâncias a sequência final deve ser realizada na faixa intercrítica entre  $A_1$  e  $A_3$ . Estas baixas temperaturas, às vezes inferiores a  $800^\circ\text{C}$ , requerem laminadores muito potentes para suportar os esforços na última etapa dos laminadores de acabamento.

Com uma taxa de resfriamento maior, o aumento da resistência dependerá da probabilidade dos elementos de liga promoverem o endurecimento substitucional ou intersticial preferencialmente ao endurecimento por precipitação. De modo a maximizar os benefícios desses elementos de liga, os efeitos de refino de grão e endurecimento por precipitação devem ser combinados. Isto requer um grande controle efetivo não somente da redução entrecrosses, mas também da temperatura de acabamento e das taxas de resfriamento após laminação. Como resultado desse controle rigoroso a diminuição da tenacidade associada a qualquer aumento na resistência podem ser minimizados. Isto torna possível reduzir o teor de carbono no material sem qualquer perda de resistência. O benefício dos elementos de liga com nióbio, vanádio e/ou titânio, os quais são usualmente adicionados em pequenas quantidades ( $< 0,1\%$ ), promove um refino de grão mais intenso da microestrutura final, assim como um endurecimento significativo por precipitação de carbonitretos suplementares formados durante o resfriamento intermediário após a laminação. Devido às taxas de resfriamento muito baixas, essa precipitação tende a formar grãos grosseiros e incoerentes na matriz ferrítica; conseqüentemente o endurecimento por precipitação é muito limitado e a tenacidade pode ser deteriorada. Por outro lado, os elementos de liga são mantidos em solução a elevadas taxas de resfriamento e, conseqüentemente, o aumento de resistência é também muito limitado principalmente devido ao endurecimento substitucional e intersticial; entretanto um subseqüente endurecimento por precipitação pode ser observado durante um tratamento térmico de revenido. Os efeitos da adição de elementos de liga nióbio, vanádio e/ou titânio são complexos. O refino da microestrutura e o endurecimento promovido por carbonitretos precipitados de forma coerente com a matriz devem estar combinados. Os parâmetros da laminação devem ser adaptados a cada composição química e espessura. Em qualquer caso, a boa tenacidade dos aços microligados é um resultado direto do significativo refino de grão obtido do processo TMCP o qual é suficiente para equilibrar a perda de tenacidade associada a outro mecanismo de aumento da resistência. É importante notar que um subseqüente aquecimento acima de  $580^{\circ}\text{C}$  e uma normalização resultará em diminuição de resistência e tenacidade como

mencionado. Entretanto, não é possível obter ou restaurar por tratamento térmico propriedades equivalentes às daquelas dos produtos fornecidos.

### **2.1.2. Resfriamento Acelerado Controlado**

O mais recente desenvolvimento na laminação controlada que tem levado à produção de aços TMCP é o uso do resfriamento acelerado (TMCP-AC). Em seguida à laminação, os aços são submetidos à taxas variáveis de resfriamento para se obter as microestruturas e propriedades desejadas, com a aplicação de água ou mistura de água para se refinar a microestrutura como laminada (LIN, 1999).

Honeycombe (1995) e De Meester (1997) observam que, por meio de do uso de resfriamento acelerado controlado, os fabricantes têm um maior controle sobre a história térmica do material. O refino de grão e o endurecimento por discordâncias são atingidos mais facilmente a temperaturas de transformação mais baixas induzidas pelo resfriamento acelerado e levam a microestruturas mais finas quando comparadas com a laminação controlada somente. Na realidade a nucleação durante a decomposição da austenita é aumentada quando o super resfriamento abaixo da temperatura de equilíbrio é mais pronunciado e conseqüentemente as taxas de crescimento de grão são menores a temperaturas mais baixas. Os fabricantes de aço podem agora manipular a composição química para se beneficiarem não somente do refino de grão e endurecimento por precipitação, mas também do controle das proporções e composição dos produtos das transformações da austenita como bainita e martensita. A adição de outros elementos de liga como níquel e cromo também ajudam a atingir o endurecimento desejado para o aço em ultra baixo carbono (<0.08%). O resfriamento acelerado também pode ser aplicado para promover a formação de bainita muito fina de baixo carbono (também caracterizada como ferrita acicular) ao invés da ferrita poligonal. Esta microestrutura possibilita uma combinação extremamente favorável de elevada resistência mecânica e baixa temperatura de transição dúctil-frágil quando submetidos a esforços de impacto.

A figura 2.7 apresenta o ciclo termomecânico do processo TMCP- AC.

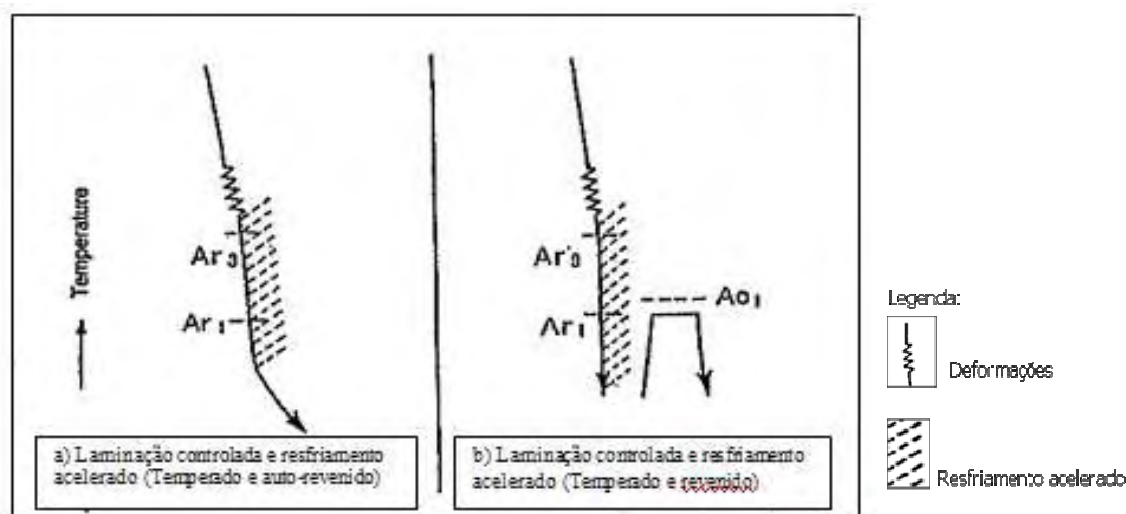


Figura 2.7: Ciclo termomecânico do processo TMCP-AC para as condições (a) temperado e auto-revenido e (b) temperado e revenido (DE MEESTER, 1997).

Se as taxas de resfriamento impostas são altas o suficiente, o endurecimento por precipitação pode ser suprimido. Entretanto, se o resfriamento é interrompido a temperaturas elevadas, isso pode permitir que um auto-revenido (*self-tempering*) ocorra durante o resfriamento final ao ar. O uso de altas taxas de resfriamento provavelmente resultará na formação de microestruturas bainíticas e martensíticas, as quais serão revenidas durante o resfriamento lento ao ar. Desta forma a espessura da placa pode ser considerada um parâmetro importante na obtenção de uma microestrutura homogênea. Placas espessas de alta resistência mecânica, quando submetidas à laminação controlada, frequentemente sofrem um processo de auto-revenimento após o resfriamento acelerado.

Alternativamente é possível obter aços com uma microestrutura consistindo de uma mistura de ferrita de baixa dureza e martensita ou bainita dura, sendo a última produzida por têmpera direta na laminação *on line*, a temperaturas entre  $A_3$  e  $A_1$  na região  $\alpha$ - $\gamma$ ; alguns autores costumam chamar este tratamento térmico de têmpera intercrítica. Esses aços têm uma alta capacidade de endurecimento por trabalho mecânico.

### 2.1.3. Efeitos do Processo TMCP na Soldabilidade

Durante a soldagem o aço sofre um ciclo térmico rápido com temperaturas acima do ponto de fusão. Como resultado do ciclo térmico, os três mecanismos de aumento de resistência utilizados na produção são adversamente afetados, em particular a região do material base próxima a linha de fusão. É importante notar que os aços produzidos pelo processo TMCP-AC têm propriedades que não podem ser reproduzidas por qualquer tratamento térmico, tornando-se impossível restaurar as propriedades encontradas antes da soldagem ( DE MEESTER, 1997).

Yurioka (1996) observa que, em geral, a ZTA endurece após a soldagem especialmente na região adjacente à linha de fusão, onde se tem microestrutura de granulação grosseira. A dureza da ZTA aumenta acentuadamente com o aumento do carbono equivalente (Ceq) do aço e com a diminuição da energia de soldagem. Para se evitar trincas a frio após soldagem ou trincas por corrosão sob tensão na ZTA durante o serviço, o Ceq tem de ser limitado.

De acordo com Yurioka (1996) e Tanigawa (1993), o Ceq ou adições de elementos de liga podem ser menores que nos aços convencionais de mesmo nível de resistência, uma vez que o aumento de resistência dos aços TMCP é atribuído à microestrutura refinada. Assim a soldabilidade dos aços TMCP pode ser melhorada. Wang (1995); Ohno (1998) e Watanabe (1986) afirmam que, tem sido observado que a ZTA dos aços TMCP exibem maior resistência a trincas a frio e possuem uma melhor tenacidade que a dos aços convencionais.

De acordo com Bhadeshia (1985, apud HOSKINS, 2002) a microestrutura da ZTA depende da composição química e da história térmica da soldagem. Na soldagem multipasses, a microestrutura da região da ZTA de granulação grosseira formada no ciclo térmico inicial será refinada pelos passes subsequentes dependendo se a temperatura de pico dos passes posteriores excederem a temperatura  $A_3$ . Se a temperatura de reaquecimento associada é inferior a temperatura  $A_1$ , o metal de solda será somente revenido. No caso de uma temperatura de pico de reaquecimento estar entre as temperaturas  $A_1$  e  $A_3$  (região de duas fases: austenítica-ferrita), a austenita transformada decompõem-se em ferrita, ferrita *Widmanstätten* e bainita; e

eventualmente uma microfase consistindo de martensita e austenita retida (microconstituente M-A) que é obtida no resfriamento.

Conforme Hrivnak (1995), em geral, a soldabilidade do aço diminui com o aumento do endurecimento da ZTA, o qual é resultante da formação de microestruturas mais susceptíveis ao trincamento a frio. Para aumentar a produtividade na soldagem utiliza-se uma elevada energia de soldagem o que pode promover uma diminuição da tenacidade na ZTA e no metal de solda. Nos aços TMCP, o crescimento de grão inicia-se a temperaturas acima de 1150°C. Em geral a temperatura de dissolução de carbonitretos ou nitretos na ZTA é dada como segue:

- Carbonetos ou carbonitretos, VX – 1100°C;
- Nitreto de vanádio hexagonal, V<sub>2</sub>N – 1200°C;
- Carboneto ou carbonitreto de titânio, TiX
- Nitreto de titânio, TiN – 1250°C – 1150°C
- Nitreto de alumínio, AlN – 1300°C
- Nitreto de boro, BN – 1300°C
- Óxidos, silicatos – Ponto fusão do aço

A dimensão da zona termicamente afetada de granulação grosseira (ZTAGG) depende da composição química do aço e da composição dos nitretos e carbonitretos. Assim, os aços que contêm partículas finas de óxidos, dispersas na matriz, apresentam melhores propriedades mecânicas. Esses óxidos, sendo estáveis em toda ZTA, impedem o crescimento do grão tão efetivamente que, até em soldas realizadas com o processo eletroescória, caracterizado pela elevadíssima energia de soldagem, os grãos da ZTA permanecem muito finos. Alguns nitretos e carbonitretos (exemplo TiN) são dissolvidos a elevadas temperaturas, mas durante o resfriamento no ciclo térmico de soldagem eles podem reprecipitar. A precipitação de nitretos e carbonitretos é muito importante sob dois pontos de vista: o nitrogênio intersticial, quando atua como um elemento microligante, não será responsável pelo envelhecimento ou pela degradação plástica do material. Estas partículas quando precipitadas agirão como nucleadores para a formação de ferrita acicular durante a transformação da austenita. No entanto partículas precipitadas na matriz de grãos grosseiros poderão causar fragilidade.

Para Hulka (1999, apud HOSKINS, 2002), o principal efeito da composição química na soldabilidade dos aços TMCP microligados é a redução no endurecimento devido à redução do teor de carbono. Esta redução permite uma soldagem sem trincamento, com pré-aquecimento reduzido ou eventualmente sem o mesmo. Como resultado, modernos aços estruturais são produzidos com um teor de carbono inferior a 0,10%, garantindo assim uma boa tenacidade na ZTA. A adição controlada dos elementos de liga tais como titânio, nióbio e vanádio leva à melhoria das propriedades da ZTA pela formação de produtos em temperaturas de transformação mais baixas (refino de grão).

## 2.2. COMPOSIÇÃO QUÍMICA E PROPRIEDADES MECÂNICAS

A composição química da maioria dos aços TMCP é particular de cada fabricante. Isto resulta em variações de um fabricante para o outro em termos de composição, microestrutura e propriedades mecânicas. Além da composição, os fabricantes podem manipular as variáveis de laminação, redução e temperatura várias vezes, em conjunto com o resfriamento acelerado, de modo a obter a variação das propriedades. Os aços TMCP também são caracterizados pelo teor de carbono menor que 0,10%, baixíssimos teores de impurezas (enxofre e fósforo) e pela introdução de mecanismos físicos de aumento da resistência mecânica como refino de grão, endurecimento por precipitação, aumento de resistência por transformação e formação de perlita e também por aumento na densidade das discordâncias. (HRIVNAK, 1995)

Segundo De Meester (1997), a característica mais significativa na composição química dos aços TMCP quando comparados com os aços convencionais de resistência similar é a redução no seu teor de carbono. Os aços TMCP apresentam teor de 0,03 a 0,08%C, enquanto que aços C-Mn convencionais apresentam 0,10 a 0,30%C e os aços microligados 0,08 a 0,15%C. Essa redução do teor de carbono é possível devido à aplicação da laminação controlada e/ou resfriamento acelerado, as quais são técnicas que promovem aumento de resistência por outros mecanismos. A laminação convencional promove o aumento de resistência pela formação da perlita obtido simplesmente pelo aumento do teor de carbono. Os aços TMCP ultra e baixo carbono

são às vezes chamados de aços livre de perlita (*perlite free*) ou perlita reduzida (*perlite reduced*).

O  $CE_{IIW}$  (equação do International Institute of Welding) é uma medida da tendência do aço formar microestrutura martensítica no resfriamento. Existem várias fórmulas empíricas que apresentam a maior ou menor influência dos elementos químicos na formação da microestrutura martensita.

A figura 2.8 apresenta a relação entre o limite de escoamento e o  $CE_{IIW}$  de várias famílias de aços.

Observa-se que para um mesmo  $CE_{IIW}$  o limite de resistência a tração aumenta de um aço da condição “normalizado” passando pelas condições “laminação controlada”, “laminação controlada com resfriamento acelerado” até a condição “temperado”.

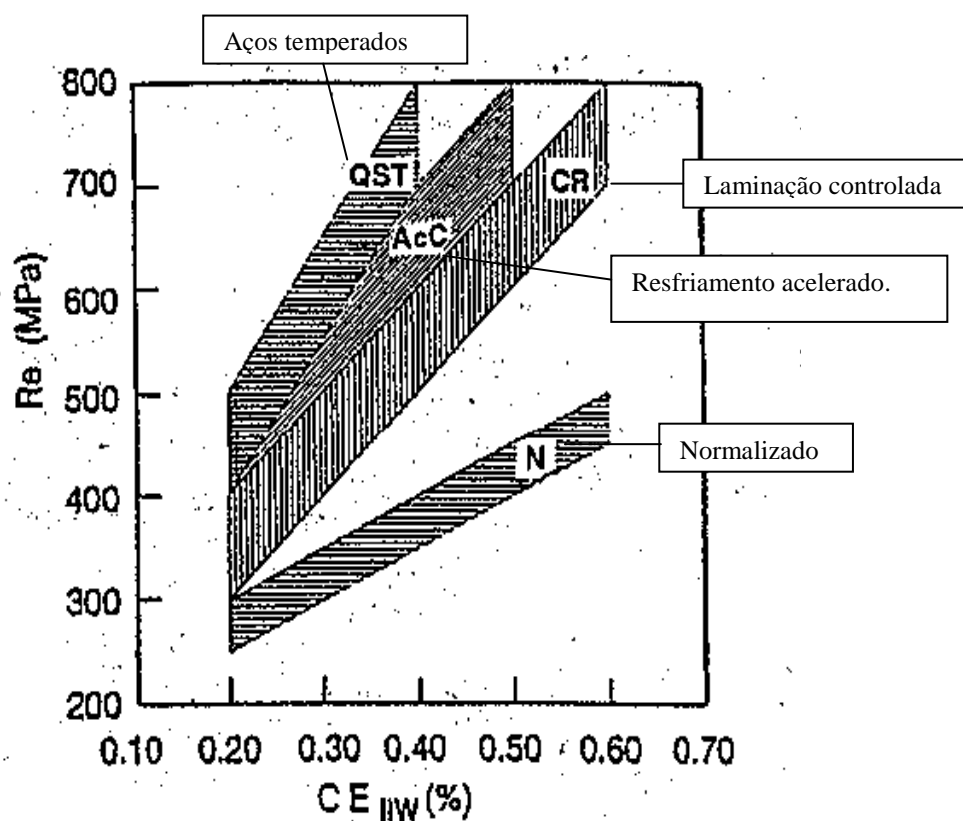


Figura 2.8: Relação entre o limite de escoamento e o  $CE_{IIW}$  de várias famílias de aços. (DE MEESTER, 1997).

Outro importante aspecto dos aços TMCP é que a forma das inclusões é controlada. Inclusões de sulfeto, as quais são plásticas na temperatura de laminação, se

alongam e se tornam planas durante a laminação. Esse efeito pode ser mais pronunciado na laminação controlada devida a mais baixa temperatura final da laminação. Isso deteriora a ductilidade na direção da espessura, a energia de impacto na direção transversal e a sensibilidade aos testes de HIC (*Hydrogen Induced Cracking*) e SSCC (*Stress Sulphide de Corrosion Cracking*) em ambiente de gás sulfuroso. A elevadas temperaturas de laminação são obtidas inclusões de sulfeto com plasticidade prejudicada. A forma dessas inclusões no produto final é modificada da forma reta alongada para a forma globular pequena, uniformemente dispersas. Alguns métodos de controle de forma de inclusões incluem pequenas adições de cálcio, nióbio ou às vezes terras raras. Os aços TMCP têm teores baixíssimos de enxofre, fósforo e nitrogênio e as adições de elementos de liga são muito controladas. O baixo teor de nitrogênio livre, estritamente balanceado nesses aços com elementos formadores de nitreto como alumínio, titânio e às vezes boro, também minimizam os efeitos de envelhecimento.

O carbono é o principal agente endurecedor no aço. A diminuição no teor de carbono melhora a soldabilidade do aço por meio da minimização do endurecimento por precipitação de carbonetos e/ou carbonitretos. O manganês é um estabilizador da austenita que ajuda a diminuir a temperatura de transformação e torna a taxa de transformação mais lenta. Isso auxilia na formação de grãos mais finos de ferrita conduzindo ao aumento da resistência e da tenacidade do material. O cobre é adicionado ao aço devido a seu efeito de endurecimento por precipitação, o que aumenta a resistência, conforme Losz (1990, apud HOSKINS, 2002). A adição de níquel aumenta a resistência e a tenacidade do aço. Também auxilia na melhoria da tenacidade à fratura em baixas temperaturas, enquanto que o Cr é usado para estabilizar a austenita e promover a formação de produtos a baixas temperaturas de transformação (COLLINS, 1983). O nióbio é predominantemente efetivo no mecanismo de endurecimento via refino de grão. É o mais importante elemento no retardo da recristalização da austenita. Já o vanádio é particularmente efetivo no endurecimento por precipitação, porém tem um efeito prejudicial na tenacidade. Ele promove um aumento na temperatura de início de formação de ferrita o que promove a formação da mesma. Adições de molibdênio afetam a cinética de decomposição na faixa de 600-700°C. Ele causa uma mudança nas curvas do diagrama de resfriamento

contínuo promovendo a formação de uma quantidade maior de ferrita acicular e bainita do que ferrita e perlita (COLLINS, 1983). O alumínio é um elemento estabilizador da austenita, o que leva à formação de grãos finos de austenita e conseqüentemente grãos finos de ferrita, aumentando tanto a resistência quanto a tenacidade (SAGE, 1995, apud HOSKINS, 2002). O benefício do nitrogênio vem de sua interação com outros elementos de liga para formação de nitretos. Titânio, nióbio e vanádio formam nitretos que são efetivos no aumento da temperatura de crescimento de grão da austenita. Isso previne o crescimento de grão durante as temperaturas elevadas experimentadas, atingidas durante a soldagem. (ZAGAR, 1995, apud HOSKINS, 2002). O nióbio quando combinado com nitrogênio, em partículas de TiN, as quais são estáveis a elevadas temperaturas, limitam o crescimento de grão na ZTA, o que ajuda a assegurar adequadas tenacidade e resistência mecânica. Já o enxofre e fósforo existem como impurezas. Os modernos aços microligados têm níveis combinados menores que 0,025% desses elementos (HULKA, 1999, apud HOSKINS, 2002).

### 2.3. MICROESTRUTURAS

O entendimento básico da microestrutura do aço inicia-se com o exame do diagrama de fases da liga ferro-carbono.

Os aços TMCP apresentam microestruturas com baixo volume de perlita não somente devido ao baixo teor de carbono, mas também porque o carbono reage com os elementos microligantes formadores de carbonetos e carbonitretos. Por outro lado também existe pouco tempo para o mesmo difundir e formar perlita devido ao resfriamento acelerado controlado. (DE MEESTER, 1997)

O diagrama apresenta as várias transformações de fase que ocorrem no aço durante o aquecimento ou resfriamento sob condições de equilíbrio. Para o propósito do entendimento da estrutura dos modernos aços de TMCP, as regiões de interesse no diagrama são a da transformação da austenita em ferrita para teores de carbono abaixo de 0,8%. Nesta região a austenita se transformará em uma estrutura bifásica composta de ferrita e cementita. O teor de ferrita e cementita depende do teor de carbono do aço e de outros elementos de liga. No processo de fabricação do aço, o mesmo não é

formado sob condições de equilíbrio. A microestrutura resultante é dependente da composição química do aço e do processamento que ele sofreu. De modo a entender os efeitos da soldagem na microestrutura dos aços TMCP microligados, a microestrutura de um aço como laminado com os vários produtos de transformação deve ser examinada. A microestrutura do aço é governada pela cinética da transformação tornando a microestrutura dependente da temperatura e do tempo experimentados durante o processamento. Os efeitos da temperatura e do tempo na estrutura do aço são melhor representados no diagrama de resfriamento contínuo. Enquanto este diagrama de resfriamento contínuo é representativo dos aços microligados, as características de um aço específico dependerão da exata composição química e do histórico do processamento. Em geral, as microestruturas encontradas nos aços microligados são a ferrita poligonal, ferrita acicular, bainita e martensita (SMITH, 1993, apud HOSKINS, 2002).

Para Abe e Okaguchi (1988, apud LEE *et al.*, 1991) a adição de nióbio tem um efeito pronunciado no abaixamento da temperatura de transformação  $A_3$ . Uma pequena adição de nióbio ( $\sim 0,020\text{Nb}$ ) é o suficiente para suprimir ou retardar a nucleação da ferrita nos contornos de grão da austenita prévia e desta forma aumentar o volume de martensita ou bainita.

A descrição das características associadas com cada microestrutura é conforme segue.

### **2.3.1. Ferrita Poligonal**

A ferrita poligonal é um constituinte comum nos aços de baixo carbono. De acordo com Hoskins (2002), a ferrita poligonal (FP) se forma quando o resfriamento a partir da região austenítica é lento o suficiente para permitir que a transformação ocorra próxima às condições de equilíbrio. Quando a temperatura está entre  $900^\circ\text{C}$  e  $700^\circ\text{C}$  a ferrita começa a nuclear e crescer no contorno de grão da austenita. O carbono em solução está apto para difundir para a austenita remanescente causando o aumento de sua concentração. Como mais e mais grãos de ferrita se formam, a austenita remanescente aproxima-se da composição eutetóide provocando a transformação da

austenita remanescente em perlita. A adição de elementos formadores de carbonetos tais como titânio, nióbio e vanádio e a redução no teor de carbono, encontrados nos modernos aços TMCP microligados podem resultar em uma estrutura que seja livre de perlita. (HOSKINS, 2002).

### **2.3.2. Ferrita Acicular**

Quando a taxa de resfriamento é aumentada a austenita se transformará a temperaturas mais baixas, em uma estrutura fina irregular, chamada ferrita acicular (FA). A ferrita acicular é uma ferrita não equiaxial altamente subestruturada. Ela se forma por uma combinação dos processos de difusão e cisalhamento a temperaturas acima da temperatura de início de formação da bainita e tende a se formar intergranularmente. A microestrutura consiste de grãos ferríticos com forma e contornos irregulares. Segmentos paralelos e planares nos grãos individuais sugerem uma orientação preferencial em relação aos grãos da austenita prévia. Os contornos de grão da austenita prévia não são visíveis nesta microestrutura, pois a ferrita nucleia nos contornos e cresce em direção aos grãos adjacentes. Alternativamente, a ferrita pode nuclear dentro dos grãos austeníticos, o que também tende a mascarar os contornos de grão da austenita inicial (COLLINS, 1983).

Shiga (1994), Aihara e Okamoto (1990) afirmam que, a introdução de partículas de segunda fase, como a inclusão óxidos finos e estáveis, tipo  $TiO_2$ , restringe efetivamente o crescimento do grão austenítico na ZTAGG e também pode agir como sítios de nucleação para a ferrita acicular.

### **2.3.3. Cementita**

A cementita é um composto duro e frágil, um carboneto de ferro, corresponde à fórmula empírica  $Fe_3C$ , e seu cristal é ortorrômbico. Ela se apresenta frequentemente sob a forma de lamelas distintas ou glóbulos, de tamanho variado, nos aços hipoeutetóide. A cementita está em equilíbrio metaestável e tem uma tendência natural em

se decompor em ferro e grafite, embora a velocidade da reação seja muito lenta. (ASTM E 7-03 – Standard Terminology Relating to Metallography).

#### **2.3.4. Perlita**

A perlita é um constituinte bifásico, metaestável que se forma quando áreas locais de austenita atingem a composição eutetóide. A microestrutura é um agregado consistindo de lamelas de ferrita e cementita, alternadas, formadas durante o resfriamento lento durante a reação eutetóide. A perlita pode ser formada, isotermicamente, à temperaturas abaixo da temperatura eutetóide (geralmente acima de 550°C), a partir da austenita, por um período de tempo necessário para a transformação ocorrer. O espaçamento interlamelar varia diretamente com a temperatura de transformação; quanto maior a temperatura maior o espaçamento (ASTM E 7-03 – Standard Terminology Relating to Metallography).

#### **2.3.5. Bainita**

A bainita se forma no aço quando a austenita se transforma abaixo da temperatura de formação da ferrita acicular e acima da temperatura de início de formação da martensita. A bainita, quando presente no aço, geralmente existe como somente um componente em pequena quantidade. Sua microestrutura quando examinada opticamente é muito similar a ferrita acicular, tendo como principal diferença sua estrutura mais alongada. A bainita superior forma-se pela transformação por cisalhamento onde a difusão de carbono na austenita sobre a interface é bloqueada entre as ripas. A bainita inferior retém alguns carbonetos dentro das ripas. A austenita retida pode permanecer entre as ripas ou transformar-se em martensita ou cementita. Ao contrário da ferrita acicular, os contornos de grãos prévios da austenita são visíveis na bainita, uma vez que as ripas não podem atravessar os mesmos.

Na soldagem multipasses, os elementos formadores de carbonetos também formam o microconstituinte M-A. O níquel aumenta a endurecimento do aço; a microestrutura da ZTA muda de bainita superior para bainita inferior e martensita e

assim o microconstituente M-A não se forma com a diminuição do endurecimento e da taxa de resfriamento; microestruturas como bainita superior predominam na ZTA. A bainita superior forma-se com a supersaturação do carbono, mas quase todo o excesso de carbono é rejeitado para dentro da austenita residual. A temperatura de transformação pode ocorrer em torno 500°C e varia com a concentração de carbono. Bainita granular é a denominação usada quando o microconstituente M-A tem uma aparência granular. A bainita granular contém até 18% do microconstituente M-A o que pode ser prejudicial à tenacidade. O teor de carbono elevado na austenita remanescente pode estabilizar a austenita a partir de novas transformações, e isso promove a formação da bainita granular. A presença de austenita retida é muito prejudicial à tenacidade (HRIVNAK, 1995).

### **2.3.6. Microconstituente M-A**

O microconstituente M-A pode ser composto de austenita retida e dois tipos de cementita: cementita precipitada da austenita a elevadas temperaturas e cementita produzida durante o auto-revenido das ripas (*lath*) de martensita. A ripa de martensita transforma-se da austenita retida a temperaturas moderadas (em torno de 400°C), provavelmente logo após a precipitação da cementita secundária, nas áreas com menor teor de carbono. O restante da austenita retida exibindo alto teor de carbono, que pode ficar acima de 1%, pode transformar-se em martensita em placas ou martensita microgerminada a baixa temperatura  $M_i$  (abaixo de 200°C). A austenita retida tem baixa densidade de discordâncias como a ferrita de contorno, enquanto que as ripas de martensita apresentam alta densidade de discordâncias. A cementita secundária ou estruturalmente livre, a qual se precipitou da austenita, apresenta morfologia globular ou grosseira enquanto que a cementita precipitada durante o auto-revenido das ripas de martensita apresenta morfologia muito fina, como agulhas. O microconstituente M-A pode formar-se não somente na ZTA de granulação grosseira (ZTAGG) ou metal de solda sujeito a uma taxa de resfriamento baixa ou moderada mas, também pode estar presente também na zona termicamente afetada intercrítica (ZTAIC) na soldagem multipasses. A transformação  $\alpha$ - $\gamma$  inicia-se durante o período de aquecimento do ciclo

térmico nas regiões que apresentam elevado teor de carbono. Contornos de grão ou formadores de carbonetos são regiões adequadas de nucleação. Entretanto, a austenita na ZTAIC apresenta elevado teor de carbono e pode comporta-se similarmente à austenita do microconstituente M-A. Normalmente na soldagem multipasses pode existir duas regiões exibindo a presença do microconstituente M-A: zona grosseira sob cordão de solda e ZTAIC. O microconstituente M-A pode apresentar duas morfologias: placas (*massive*) e alongada. A orientação preferencial das partículas M-A alongadas foi encontrada no plano cristalino  $\langle 100 \rangle$  Fe -  $\alpha$  (HRIVNAK, 1995).

De Meester (1997) relata que, a martensita em ripas é na realidade uma microestrutura bifásica devido a existência de austenita retida entre as ripas de martensita. Tal microestrutura é também chamada de microconstituente M-A ou de ilhas de martensita na literatura e apresenta-se na cor branca no exame metalográfico com o MEV quando a amostra é especialmente atacada usando-se dois estágios da técnica de ataque eletrolítico. Esta microestrutura martensítica tem principalmente formato reto já que a austenita nucleia e cresce na região intercrítica ( $\alpha + \gamma$ ) de determinadas temperaturas, preferencialmente ao longo dos contornos de ripas de bainita e dos contornos de grão da austenita prévia, quando então é transformada em martensita durante o resfriamento.

#### 2.4 . PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

Os aços TMCP (C-Mn e microligados) podem ser soldados usando-se qualquer dos processos de soldagem ao arco elétrico. Da perspectiva dos fabricantes, uma das principais vantagens dos aços TMCP é que eles geralmente não requerem pré-aquecimento. Se o pré-aquecimento é requerido, ele dependerá da espessura do material, do metal de adição e do processo de soldagem (nível de hidrogênio). Com o desenvolvimento dos consumíveis de baixo hidrogênio, a possibilidade da soldagem de aços com grandes espessuras sem pré-aquecimento está mais viável. Na qualificação de um procedimento de soldagem, atenção deve ser dada ao pré-aquecimento relativamente aos níveis de hidrogênio no processo. O uso do pré-aquecimento é benéfico porque ele reduz a taxa de resfriamento na junta soldada, o que pode prevenir a formação de martensita e promover uma ZTA mais dúctil. Ele

também facilita a liberação do hidrogênio difusível da junta soldada, reduzindo assim a possibilidade de trinca a frio. O pré-aquecimento também ajuda a reduzir os altos níveis de tensões de contração que se desenvolvem nas soldas durante a solidificação (KINSEY, 2000 apud HOSKINS, 2002).

De acordo com a norma AWS (1998), a temperatura de pré-aquecimento deve ser alta o suficiente para prevenir o trincamento, considerando-se a energia de soldagem e o nível de hidrogênio difusível no metal de solda. De Meester (1997) observa que, experiências passadas têm demonstrado que não é necessário pré-aquecer os aços TMCP com valores  $CE_{Mw}$  de 0,30-0,35 e espessuras abaixo de 40mm se forem usados metais de adição de baixo hidrogênio. Para a obtenção de bons resultados, é imprescindível controlar o nível da energia de soldagem (ES) para assegurar que ela não seja nem alta, nem baixa. A energia de soldagem é calculada de acordo com a equação 2.1,

$$ES = \frac{I \times V}{v} \times n \times 0,06 \quad (2.1)$$

Onde:

ES: energia de soldagem (kJ/mm),

I: intensidade de corrente (A),

V: voltagem (V),

v : velocidade de soldagem (mm/s), e

n: eficiência térmica do processo (considerado 1,0 para propósitos industriais)

A energia de soldagem e a espessura do material determinam o ciclo térmico. Se a energia de soldagem é muito alta, significativo crescimento de grão pode ocorrer na ZTA com a dissolução de precipitados. Isto resultará na diminuição da resistência e da tenacidade da junta soldada. A diminuição da energia de soldagem minimizará o crescimento de grão e a dissolução, mas aumentará a taxa de resfriamento, podendo-se produzir microestruturas bainíticas ou martensíticas; a tenacidade será diminuída e a resistência será aumentada. Por isso frequentemente não é possível restaurar as propriedades mecânicas de juntas soldadas após tratamento térmico; o controle da energia de soldagem é mais efetivo para se obter as propriedades mecânicas desejadas.

Segundo De Meester (1997) e AWS (1998), a seleção do metal de adição não é feita baseada na composição química do metal base, mas nas propriedades em serviço requeridas para a junta soldada. O uso de metais de adição com composição química similar à aquela do material base pode resultar em larga discrepância nas propriedades do metal de solda devido a mudanças na microestrutura resultantes da elevada taxa de resfriamento imposta pelo processo de soldagem. A fusão do material de base e do material de adição resulta em um depósito que tem composição química entre aquelas dos dois materiais. Dependendo da energia de soldagem do processo e configuração da junta, a diluição do metal de solda pode estar entre 5 e 55%. Na elaboração do procedimento de soldagem a porcentagem de diluição que ocorrerá deve ser levada em consideração, de modo a se obter as propriedades desejadas na solda resultante.

## **2.5. PROPRIEDADES DA JUNTA SOLDADA**

Numa junta soldada, a única área que apresenta propriedades variáveis e microestruturas heterogêneas é aquela gerada no metal base adjacente à linha de fusão. A junta soldada consiste da zona fundida, da zona termicamente afetada (ZTA) e do metal base não afetado. A variação que existe nas propriedades na junta soldada é resultado dos diferentes ciclos térmicos experimentados por cada região (HOSKINS, 2002). A seguir, examinaremos o efeito da soldagem nas regiões da junta soldada.

### **2.5.1. Propriedades do Metal de Solda**

Numa junta soldada é desejável que os limites de resistência à tração e ao escoamento do metal de solda sejam iguais ou levemente maiores que aquelas do metal base. Isto se torna mais difícil com os atuais níveis elevados de resistência dos materiais de base. Com o aumento do nível de resistência e a diminuição de  $C_{eq}$  do metal de base, o  $C_{eq}$  do metal de solda pode tornar-se mais alto que aquele do metal de base tornando-se mais fácil o trincamento do metal de solda. Uma das tarefas mais difíceis na soldagem dos aços TMCP é obter um balanço entre os níveis de tenacidade e resistência. O melhor balanço é obtido quando a zona fundida apresenta uma

microestrutura de ferrita acicular. De modo a se obter a ferrita acicular com os níveis requeridos de resistência e tenacidade a composição do metal de solda e o procedimento de soldagem devem ser rigorosamente controlados. Se a soldagem é realizada com altas energias de soldagem, a diluição do metal de solda pode tornar-se substancial. Uma mudança nos níveis de elementos de liga no metal de solda resultará numa mudança no endurecimento. Mudanças na microestrutura ocorrerão em função da diferença das composições químicas do metal de base e metal de adição (DE MEESTER, 1997).

### **2.5.2. Propriedades da ZTA**

Para Somers (1998), as propriedades mecânicas e metalúrgicas da ZTA estão diretamente relacionadas àquelas do metal de base. Problemas encontrados na ZTA são muito mais difíceis de controlar quando comparados àqueles encontrados no metal de solda. Enquanto alguns graus de controle podem ser mantidos sobre a ZTA por meio de do controle do pré-aquecimento e parâmetros de soldagem, as características e propriedades mecânicas de um processamento TMCP podem ser alteradas.

Losz (1990, apud HOSKINS, 2002) afirma que, a ZTA de uma solda monopasse pode ser dividida em um número de zonas distintas dependendo da temperatura de pico. As zonas são: zona de granulação grosseira (ZTAGG), zona de granulação fina (ZTAGF), zona intercrítica (ZTAIC), e zona subcrítica (ZTASC). Cada região tem uma microestrutura diferente e propriedades mecânicas diferentes devido a variações na temperatura de pico e ao tempo exposto na temperatura durante o ciclo térmico.

Um diagrama esquemático da ZTA de uma solda de passe único é apresentado na figura 2.9.

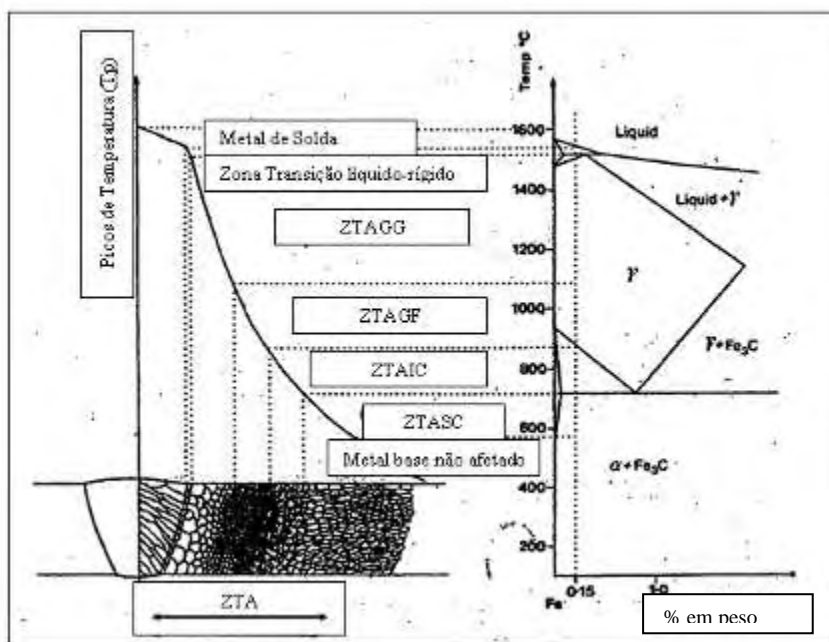


Figura 2.9: Soldagem monopasse - regiões da ZTA relacionadas ao diagrama de equilíbrio de fases. Fe – C (FAIRCHILD *et al.*, 1991).

Observa-se na figura 2.9 que a ZTAGG é a área após o metal de solda onde um crescimento de grão significativo ocorre durante a soldagem. As temperaturas nesta região variam entre 1100 e 1450°C, permitindo a formação e subsequente crescimento de grãos austeníticos. As altas temperaturas experimentadas também levam à dissolução da maioria dos precipitados. Isto resulta em aumento no endurecimento e a possível formação de produtos de transformação a temperaturas mais baixas no resfriamento. A microestrutura resultante em aço de baixo carbono é tipicamente bainítica ou martensítica devido ao grande tamanho dos grãos austeníticos e, conseqüentemente, do limitado número de pontos de nucleação. A transformação da microestrutura é também acompanhada pela diminuição da tenacidade, causando nesta área maior preocupação quanto à integridade da junta.

Na ZTAGF são atingidas temperaturas na faixa de 850 – 950°C. Nessa região ocorre a formação da austenita, mas o crescimento de grão não ocorre devido ao grande número de precipitados presentes e ao curto tempo de exposição nessa faixa de temperaturas. Os precipitados que permanecem intactos nessas temperaturas, restringem o crescimento de grão da austenita devido ao bloqueio dos contornos do grão. Portanto, o tamanho de grão da austenita resultante é relativamente pequeno. A

grande área de contornos de grão presente promove a formação de ferrita devido ao grande número de sítios de nucleação.

A ZTAIC atinge temperaturas entre  $A_1$  e  $A_3$ ; como resultado, somente áreas ricas em carbono sofrerão transformação para austenita. A microestrutura resultante na zona intercrítica varia de ferrita para martensita dependendo do teor de carbono e do ciclo térmico. A estrutura remanescente não sofre qualquer mudança na microestrutura resultando assim, numa área de microestrutura mista. Reduções na densidade de discordâncias e granulações grosseira de precipitados são possíveis nessa região.

A ZTASC é a região na qual não são notados efeitos visíveis do processo de soldagem no metal base. Frequentemente referida como metal base não afetado, a temperatura nessa região não é suficientemente elevada para causar qualquer mudança na microestrutura do metal base.

Para De Meester (1997), os aços TMCP têm melhor soldabilidade que os aços convencionais. Os últimos são mais sensíveis a alto  $C_{eq}$ . A nova geração dos aços TMCP oferece uma melhor soldabilidade desse ponto de vista porque tolera uma maior faixa de energias de soldagem. Mudanças na tenacidade sempre correspondem, grosseiramente, à mudanças microestruturais na ZTA, independente da resistência do aço. Uma microestrutura composta de bainita inferior com uma pequena percentagem de martensita sempre apresenta a melhor tenacidade; a tenacidade diminui com o aumento do tempo de resfriamento o que provoca mudanças na microestrutura que tende a tornar mais grosseira a bainita superior. A bainita superior e a ferrita em placas apresentam baixa tenacidade. Na ZTAGG, no resfriamento, a ferrita precipita no contorno de grão de austenita prévia e a ferrita em placas e a bainita superior crescem no interior da ferrita. Já que a solubilidade do carbono é menor na ferrita que na austenita, o carbono é expulso da ferrita já transformada durante a decomposição da austenita e tende a segregar nos seus contornos junto à austenita não transformada. Isto retarda a transformação dessa austenita e resulta na formação de microconstituintes compostos de uma mistura de austenita não transformada e martensita altamente enriquecida de carbono (teor de carbono maior que 1%, tem sido reportado), o qual é chamado microconstituente martensita-austenita M-A. A tenacidade da ZTA é

fortemente dependente da fração volumétrica de microconstituintes M-A na microestrutura.

Morabito *et al.* (1993) relatam que, os processos de soldagem produzem no metal base, ao lado da linha de fusão, um tratamento térmico caracterizado por um *step* de gradiente térmico. Este fenômeno resulta no surgimento da ZTA, normalmente dividida em regiões compostas por diferentes microestruturas. Algumas dessas regiões, normalmente a ZTAGG e a ZTAIC, apresentam baixíssima tenacidade e são chamadas de zonas locais de fragilidade (*LBZ's – Local Brittle Zones*).

Para Shiga (1994), o microconstituente M-A normalmente está presente nas *LBZ's*. Para melhorar a tenacidade em soldas multipasses, é prudente reduzir o volume do microconstituente M-A. Isto pode ser obtido por meio de controle cuidadoso de procedimento de soldagem e pela redução do nível de elementos que promovem a formação de M-A.

De Meester (1997) afirma que, na soldagem multipasses, a região superaquecida da ZTA próxima a linha de fusão pode ser reaquescida pelos passes subsequentes. Quando se tem dois cordões sobrepostos, a região da ZTA do primeiro passe, geralmente chamada ZTAGG é reaquescida a diferentes temperaturas dependendo da distância do segundo passe à linha de fusão. As figuras 2.10 e 2.11 apresentam as regiões da ZTA de uma soldagem multipasses formadas devido aos vários picos de temperaturas a que foram submetidos. As regiões A, B, C da figura 2.11 sofreram reaquescimento em temperaturas abaixo de  $A_1$ , entre  $A_1$  e  $A_3$  e acima de  $A_3$ , respectivamente. Na figura 2.10, observa-se que existe uma área da ZTAGG que foi reaquescida intercriticamente pelo passe de solda (ciclo térmico) subsequente; esta região é chamada de ZTAGGRIC.

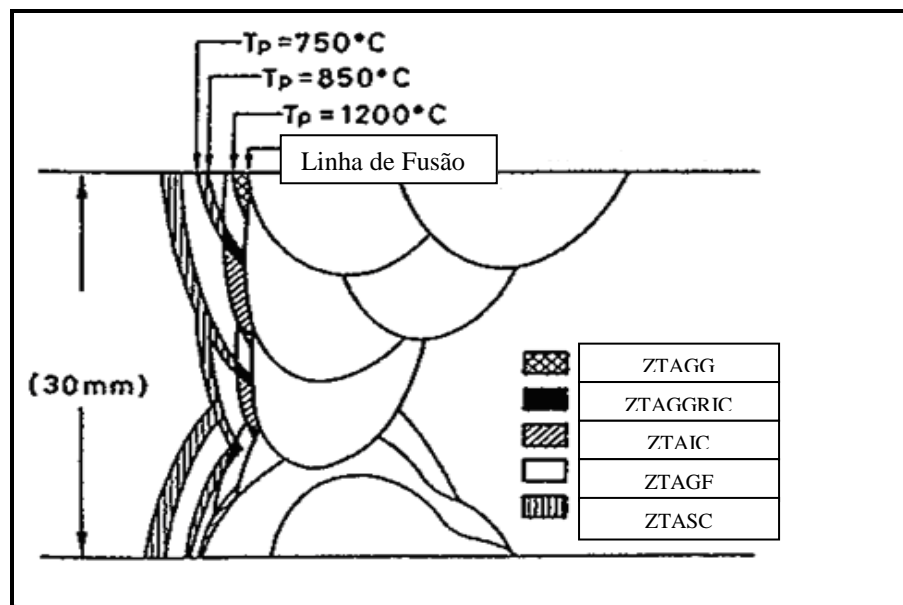


Figura 2.10: Soldagem multipasses - as regiões da ZTA (TOYODA, 1993).

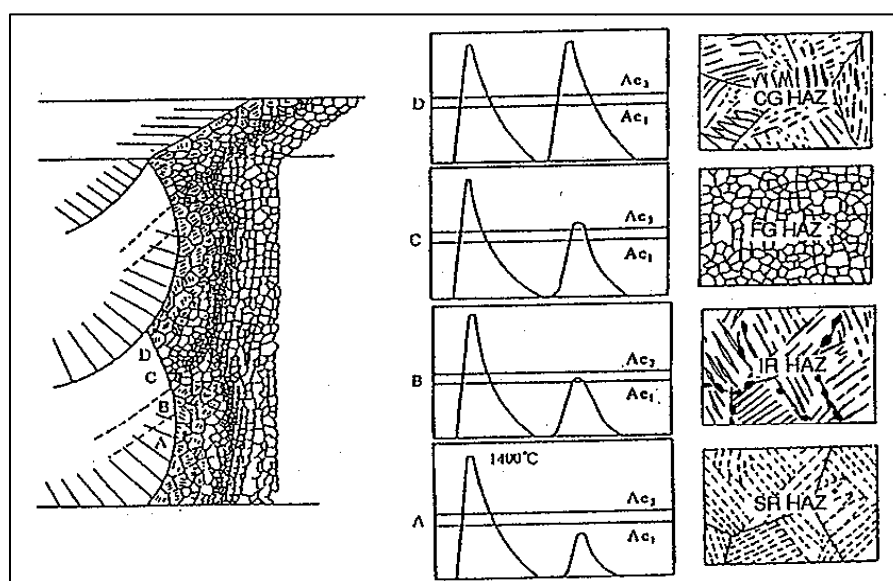


Figura 2.11: Soldagem multipasses – as regiões da ZTA relacionadas aos ciclos térmicos, e esquema de microestruturas (DE MEESTER, 1997).

Na figura 2.11 é possível observar:

- A região reaquecida acima de  $1100^\circ\text{C}$  de ZTA é chamada de granulação grosseira reaquecida ou simplesmente ZTAGG (região D);
- A região reaquecida entre  $1100^\circ\text{C}$  e  $A_3$  é chamada de ZTAGF (região C);

- A região reaquecida entre 1100°C a A<sub>1</sub> é chamada de ZTAIC (região B);
- A região reaquecida abaixo de A<sub>3</sub> e acima de ± 500°C é chamada de ZTASC (região A);
- E a região reaquecida abaixo de ± 500°C é chamada de ZTA.

A mais significativa perda de tenacidade tem sido observada nas ZTAIC e também na ZTAGG (LBZ's). Quando o aço é reaquecido na faixa de temperatura entre A<sub>1</sub> e A<sub>3</sub>, onde austenita e ferrita coexistem, o carbono que é segregado na austenita aumenta sua dureza. Essa austenita então se transforma em martensita e no microconstituente M-A no resfriamento; isto também ocorre na ZTAGG e é a principal causa da redução de ductilidade. Isto ocorre não somente nos aços com limite de resistência de até 490 MPa, nos quais a ZTAGG é normalmente composta de uma mistura de bainita superior e ferrita em placas, mas também nos aços de alta resistência, nos quais a ZTAGG consiste em bainita inferior, quando soldados com moderadas energias de soldagem. Esse mesmo mecanismo de fragilidade por aquecimento na faixa de temperaturas intercríticas pode também existir após o primeiro passe na região aquecida intercriticamente na ZTA a poucos milímetros da linha de fusão. Outras LBZ's tem sido observadas em praticamente todas as outras regiões da ZTA, especialmente na ZTAGF no caso de aços de elevada resistência, porém sem muita influência na tenacidade. Portanto, podemos concluir que a perda de tenacidade observada nas LBZ's na soldagem multipasses é devido à formação dos microconstituintes M-A. Um terceiro ciclo térmico nessas regiões da ZTA sempre estará abaixo do A<sub>1</sub> o que resultará em revenimento dos microconstituintes M-A; uma redução do silício ou dos elementos que favoreçam sua decomposição será benéfica.

De acordo com Demis (1998, apud HOSKINS, 2002) e a norma API RP2Z, o significado das LBZ's para a integridade das estruturas soldadas tem tido muita importância para as construções críticas. O efeito fragilizante das LBZ's não é frequentemente percebido nos testes de *Charpy-V*, mas é facilmente evidenciado nos testes de CTOD em CP's com simulação térmica da ZTA. Entretanto, para testes em soldas de produção, a preparação dos corpos de prova CP's tem de ser modificada em muitos casos para chanfro meio V e K de modo a aumentar a probabilidade de se

encontrar LBZ's no caminho da trinca. Isto significa que as LBZ's desempenham um papel mais importante no estágio inicial da fratura frágil do que aquele na propagação da mesma.

Qualquer avaliação da integridade de estruturas deve-se levar em conta a capacidade de interromper a trinca de outras regiões da ZTA na vizinhança das LBZ's. O valor médio de tenacidade fora das LBZ's em aços TMCP é muito alto. Aparentemente isto não era sempre considerado quando testes de ZTA's simuladas termicamente ou quando chanfros especiais eram usados nas construções soldadas, as quais não são normalmente usadas na prática e, portanto não são representativas de construções soldadas reais. As LBZ's também estão presentes em aços convencionais com elevado Ceq. Assim torna-se importante a realização do teste de CTOD na qualificação dos procedimentos de soldagem.

### **2.5.3. Endurecimento da ZTA**

O endurecimento da ZTA é um sério problema nos aços microligados, pois é prejudicial às propriedades de ductilidade e tenacidade da junta soldada. A região mais crítica é a área próxima a linha de fusão onde o crescimento do grão da austenita ocorre. Para controlar este problema, a dureza da ZTA é limitada à faixa de 300-350 HV por meio do controle da energia de soldagem para reduzir a possibilidade de trincamento a frio. Esta faixa é normalmente especificada para fabricação de estruturas *off-shore* e navios quebradores de gelo. Provavelmente isto é suficiente para evitar o trincamento a frio na maioria dos aços, os aços ultra resistente ( $\sigma_e > 690$  MPa). O endurecimento dos aços não é influenciado somente pelo teor de elementos de liga; ele depende também do teor de elementos residuais, impurezas e inclusões. Observa-se que os aços TMCP são beneficiados neste ponto devido aos métodos de fabricação; são aços mais puros e limpos. Isso pode resultar em maior endurecimento devido à presença de impurezas e outras inclusões não controladas, as quais podem iniciar a decomposição da austenita no resfriamento. Tal efeito é bem conhecido e é usado para controlar a endurecimento, por exemplo, em metais de solda os quais geralmente contém muito mais oxigênio e óxidos finamente dispersos do que nos aços forjados.

Entretanto este efeito não é usualmente levado em consideração nas fórmulas de endurecimento, as quais são frequentemente designadas para o metal base somente (dureza na ZTA). Similarmente, deve-se observar por outro lado que o efeito do tamanho de grão austenítico na ZTA é também desconsiderado nas fórmulas de endurecimento da ZTA ( DE MEESTER, 1997).

#### **2.5.4. Tenacidade da ZTA**

A técnica para se melhorar a tenacidade na ZTA é a redução do volume do microconstituente M-A. Isso pode ser atingido pela redução do volume das áreas da ZTA onde o microconstituente M-A pode se formar e/ou reduzir a tendência de sua formação nessas áreas por meio de do controle da composição química (SOMERS, 1998).

Devillers (1992) e Hrivnak (1995) afirmam que, os procedimentos de soldagem devem controlar a energia de soldagem de modo que a área da ZTAIC seja minimizada; conforme esta mesma filosofia, sugere-se que os metais de solda apresentem pequenas diferenças de temperatura entre  $A_1$  e  $A_3$ . Outra maneira eficiente de se melhorar a tenacidade na ZTA é reduzir o teor dos elementos de liga formadores dos microconstituintes M-A.

A tendência de formação do microconstituente M-A é maior na presença dos seguintes elementos de liga, em ordem decrescente: boro, nitrogênio e carbono, seguido pelos elementos formadores de carbonetos: nióbio, vanádio, molibdênio e cromo. O efeito do manganês é menos significativo. Também, reduções de silício, alumínio e fósforo promovem a decomposição da microconstituente M-A, o que é esperado que ocorra em soldagem multipasses. O modo de se minimizar a formação de bainita superior de granulação grosseira e ferrita em placas e, portanto dos microconstituintes M-A na soldagem monopasse tanto na ZTAIC como ZTAGG, é o mesmo já mencionado para soldagem multipasses, ou seja: limitação da energia de soldagem, redução no teor dos elementos de liga e das impurezas e segregações. Os aços TMCP atendem a estes requisitos, porém muita atenção deve ser dispensada na seleção dos elementos de liga e nas segregações que eles promovem. Práticas usuais

para a soldagem de aços com limite de resistência ao escoamento em torno de 355MPa em espessuras de 40mm ou maiores limitam a energia de soldagem em 3,5 a 4,0 KJ/mm. Para aços com limite de escoamento em torno de 450 MPa a energia de soldagem é limitada a 3,0 KJ/mm.

A ótima tenacidade será obtida quando a microestrutura resultante for bainita inferior e ela diminuirá gradualmente quando a bainita superior é formada a baixas taxas de resfriamento. Na ZTAGG, a ferrita de contorno de grão se forma nos contornos de austenita prévia. A ferrita em placas e a bainita superior crescerão rejeitando o carbono para a austenita não transformada. A austenita então pode se transformar em uma mistura de austenita não transformada (retida) e martensita conhecida como microconstituente M-A resultando em diminuição na tenacidade. Em amostras de teste com simulação térmica da ZTA, a temperatura da transição dútil-frágil tem relação direta com o tamanho de grão efetivo (*fracture facet size*). A baixa tenacidade da bainita superior e da ferrita em placas não está somente relacionada à fração do microconstituente M-A, mas também ao seu tamanho de grão efetivo. Como consequência, se o aço contém precipitados finos dispersos, estáveis a temperaturas próximas ao ponto de fusão e aptos a prevenir que os grãos da austenita aumentem na ZTA, é possível que isto promova um refino da ferrita em placas e da bainita superior crescendo dos contornos de grão da austenita e assim melhorando a tenacidade da ZTA. Às vezes observam-se frações de ferrita acicular nucleada dentro dos grãos formadores da austenita o que é benéfico para a tenacidade devido ao seu pequeno tamanho de grão efetivo (DE MEESTER, 1997).

Para Yurioka (1995) e Shiga (1994), algumas inclusões estáveis, tipo óxidos de titânio, reduzem o tamanho de grão da ZTAGG e podem atuar como sítios de nucleação de ferrita acicular intergranular. Hrivnak (1995) e Shiga (1994) afirmam que esta é uma das maiores tendências no desenvolvimento de aços de elevada tenacidade a baixas temperaturas. As adições devem ser muito pequenas de modo que as partículas de óxidos sejam extremamente finas. Isto requer um controle muito apurado nas técnicas de fusão e elevadas taxas de resfriamento durante a solidificação.

Lee *et al.* (1991), Aihara e Okamoto (1990), De Meester (1997) e Hrivnak (1995), relatam que, pequenas adições de titânio tem um efeito pronunciado no refino

de grão e conseqüente melhoria na tenacidade do material, o que também está consistente com os resultados obtidos neste trabalho, onde o aço utilizado apresenta um teor de 0,012Ti, mesmo tendo sido utilizado uma elevada energia de soldagem.

Além da ZTAGG, outra zona que pode apresentar baixa tenacidade à fratura na soldagem mutipasses é a ZTAIC. Nesta zona, a transformação parcial  $\alpha$ - $\gamma$ - $\alpha$  ocorre durante a decomposição dos passes de solda subseqüentes. Devido ao alto teor de carbono na austenita transformada, ela se decompõe no microconstituente M-A, em forma de blocos, e apresenta um efeito similar à bainita granular na tenacidade à fratura. Bainita granular na ZTAGG e na ZTAIC juntamente com carbonitreto ou nitreto reprecipitados são os principais fatores que influenciam a deteriorização da tenacidade na ZTA. Essas zonas são frequentemente chamadas de zonas locais de fragilidade (*LBZ-Local Brittle Zones*). A extensão dessas zonas pode ser otimizada pelo adequado ciclo térmico de soldagem, considerando-se a energia de soldagem o pré-aquecimento, a escolha de adequados parâmetros de soldagem e a sequência de soldagem. Como já mencionado, a austenita retida de alto carbono tem um efeito desfavorável na tenacidade à fratura, promovendo o início e a propagação de trincas (HRIVNAK, 1995).

Lee *et al.* (1991) afirmam que, as LBZ's são caracterizadas pela baixa energia de *Charpy* relativamente às demais regiões da ZTA. Evidentemente, as LBZ's apresentam microestrutura composta de fases frágeis como o constituinte M-A, bainita superior, carbonetos, carbonitreto e ilhas de martensita. As ilhas de martensita governam a tenacidade à fratura da ZTAGG e causam drástica queda de tenacidade devido a sua inerente natureza frágil e à suscetibilidade a trincas da martensita. Estes microconstituintes normalmente aparecem nas ZTAGG ou ZTAIC dependendo do ciclo térmico e da composição química. Os pesquisadores, utilizando aço TMCP de composição química, Ceq e propriedades mecânicas muito similares, soldado com energia de soldagem de 5,0 kJ/mm, na condição (CS), investigaram a microestrutura da ZTAIC, com um microscópio eletrônico de transmissão (MET), e observaram também a presença de uma morfologia basicamente composta de bainita superior e ripas de martensita, também chamada de microconstituente M-A ou ilhas de

martensita, com alta densidade de discordâncias; um volume relativamente pequeno de martensita geminada também foi observado.

Existe alta concentração de tensões nos contornos entre Fe- $\alpha$  e o microconstituente M-A. A temperaturas moderadas, essa tensão faz os contornos trincarem. Com o aumento da tensão, trincas crescem para os vazios e novos vazios se formam. Promovendo o início dos *dimples*, o microconstituente M-A tem efeito adverso na ductilidade e na tenacidade ao impacto. Entretanto, à baixas temperaturas, o microconstituente M-A em forma de blocos rígidos promove aumento na concentração e triaxialidade das tensões nos pontos próximos ao contorno, no lado da ferrita, e conduz, por fim, ao trincamento por clivagem. Quanto maior o volume do microconstituente M-A, menor será a carga para que uma nova trinca nucleie. O microconstituente M-A pode também contribuir para o reinício da fratura por clivagem. Mas tem-se observado também casos nos quais o microconstituente M-A tem retardado ou interrompido a propagação da trinca por clivagem e aumentado a energia da fratura.

A tabela 2.1 apresenta os métodos metalúrgicos utilizados para melhoria da tenacidade nas LBZ's por região da ZTA. De modo geral são apresentados os métodos para controle do tamanho de grão, das quantidades e tipos de fases e precipitados, e dos elementos de liga formados de precipitados duros e frágeis.

Tabela 2.1: Métodos metalúrgicos para melhoria da tenacidade nas LBZ's (TANIGAWA, 1993).

	Considerações	Métodos Metalúrgicos
ZTAGG	Tamanho do Grão - Efeito <i>pinning</i> devido aos finos precipitados insolúveis	- Fina dispersão de TiN, - Adição de metais de terras raras
	Microestrutura - Redução do microconstituente M-A em microestrutura bainita superior - Nucleação de fina microestrutura ferrita perlita	- Baixos Ceq, C e N, - Baixo Ceq, - Adição de metais de terras raras
	Matriz - Redução de N livre e Ti em solução	- Baixo N, - Controle de TiN
ZTAGF	- Melhoria da tenacidade do metal base	- Utilização do processo TMCP
ZTAIC	- Diminuição do microconstituente M-A - Decomposição do microconstituente M-A em ferrita e cementita	- Baixos C, Si e P
ZTASC	- Diminuição no efeito prejudicial do endurecimento por precipitação em melhoria da tenacidade	- Restrição dos teores de Nb e V

### 2.5.5. Amolecimento (*Softening*) da ZTA

O amolecimento da ZTA pode ocorrer em aços TMCP especialmente quando utilizadas elevadas energias de soldagem e quando a microestrutura é alterada durante as baixas taxas de resfriamento. Baixas taxas de resfriamento na ZTA causam a deteriorização na tenacidade devido ao crescimento de grão da austenita e subsequente microestrutura gerada. O amolecimento da ZTA pode não afetar a resistência em geral da junta soldada devido à elevada resistência do metal de solda e do metal base não afetado pelo calor. Isso é tanto verdade quanto menor for à largura da região amolecida. A tenacidade da ZTA pode ser preservada pelo uso de partículas como TiN e óxido-sulfato de Ca, as quais promovem a formação de ferrita intergranular. (DE MEESTER, 1997)

## **2.6. TRINCAMENTO NA JUNTA SOLDADA**

Os severos ciclos térmicos e os elevados níveis de restrição que ocorrem durante a soldagem, frequentemente, conduzem à formação de trincas tanto no metal de solda quanto na ZTA. Existem várias formas de trincamento que podem ocorrer como resultado dos processos de soldagem. As formas mais comuns de trincamento tipicamente associado com a estrutura dos aços estão descritos a seguir. (HOSKINS, 2002)

### **2.6.1. Trincamento a Quente**

O trincamento a quente é uma forma de trinca de solidificação resultante da rejeição de constituintes de baixo ponto de fusão ao longo da linha de centro de soldas com elevado grau de restrição. Elas ocorrem a elevadas temperaturas após ou durante a soldagem. As trincas são geralmente resultantes de elevados teores de enxofre e fósforo que são mais frequentes em aços de alto carbono. A susceptibilidade dos aços ao trincamento a quente pode ser avaliada baseado na composição química por meio de equações empíricas. O trincamento pode usualmente ser evitado pela manutenção de níveis combinados de enxofre e fósforo abaixo de 0,030%; isto normalmente não é um problema na soldagem dos modernos aços microligados. (HOSKINS, 2002)

### **2.6.2. Trincamento Lamelar**

O trincamento lamelar é uma forma de trincamento que ocorre no metal base quando o nível de tensões de contração de solda é elevado ao longo da espessura. A trinca normalmente ocorre logo abaixo da ZTA e é comumente mais encontrada em aços que contém bandas de inclusões linearmente alinhadas. A propagação da trinca usualmente progride de uma inclusão para a outra, em forma de degraus. Existem vários métodos que podem ser empregados para reduzir a ocorrência de trincamento lamelar. A alteração do projeto da junta soldada para minimizar o nível de tensões na

direção e através da espessura, a execução de almofadamento em superfícies com metal de solda, a redução do teor de hidrogênio livre na solda e a adoção de temperaturas de pré-aquecimento e interpasses em torno de 100°C são métodos efetivos de controle do problema. Nos aços modernos, as práticas de manter-se teores de enxofre abaixo de 0,008% e da adição de elementos químicos que controlam a forma dos sulfetos como Ca, têm ajudado, e muito, a eliminar o problema sempre que o nível de restrição da junta soldada for elevado. Este tipo de trincamento é de difícil ocorrência, especialmente nos aços com a espessura inferior a 20 mm; sua ocorrência nos aços modernos pode ser atribuída à inadequada especificação do aço ou incorreto projeto estrutural (DE MEESTER, 1997).

### **2.6.3. Trincamento de Reaquecimento**

O trincamento de reaquecimento ocorre em temperaturas elevadas durante os tratamentos térmicos após soldagem ou após a exposição a elevadas temperaturas de serviço. As trincas ocorrem intergranularmente na ZTAGG ou no metal de solda como resultado da precipitação de carbonetos dentro dos grãos. Isso causa um aumento no nível de tensões no interior do grão causando deformações que são confinadas nos contornos do grão. As impurezas podem aumentar a tendência para o trincamento ocorrer pela precipitação intra/intergranular e/ou segregação nos contornos de grão da austenita prévia. Enquanto os aços TMCP microligados não são particularmente vulneráveis a esta forma de trincamento, devido aos baixos teores de impurezas, o problema torna-se uma possibilidade em aços de elevada resistência (DE MEESTER, 1997).

### **2.6.4. Trincamento a Frio**

Para Somers (1998, apud HOSKINS, 2002), o trincamento a frio, também conhecido como trincamento por hidrogênio (*Hydrogen Induced Cracking – HIC*), ocorre a temperaturas abaixo de 200°C, na zona fundida, normalmente dentro de setenta e duas horas após soldagem. Para o trincamento a frio ocorrer são necessários

que quatro requisitos sejam atendidos: hidrogênio, tensões residuais de tração, microestrutura susceptível e baixa temperatura.

O hidrogênio é um contaminante que é encontrado em todos os processos de soldagem ao arco elétrico devido o mesmo estar presente na água dos fluxos, lubrificantes orgânicos e na umidade do ar. A solubilidade do hidrogênio no ferro líquido a 1500°C é em torno de 30ppm, enquanto que a 400°C é em torno de 1ppm. Com as rápidas taxas de solidificação associadas à soldagem, o gás hidrogênio dissolve dentro da poça de fusão e é retido lá como hidrogênio atômico. Enquanto alguma quantidade de hidrogênio irá escapar da solda, uma significativa quantidade é retida como hidrogênio atômico na rede cristalina. Enquanto a poça de fusão está resfriando, o hidrogênio atômico difunde rapidamente para a ZTA; alguma quantidade escapa para o ar e o restante é retido no metal de solda. Devido ao átomo de hidrogênio ser bem menor comparado aos átomos de ferro, ele está apto para difundir rapidamente para dentro de áreas de descontinuidades no metal. Em conjunto com as tensões residuais de tração impostas pela contração do metal de solda, o hidrogênio ajuda no crescimento de trincas nas descontinuidades. Como os átomos se unem nos sítios, as tensões aumentarão, o que causará o crescimento da trinca de modo a aliviar as tensões. Isto continuará ocorrendo até que: a área da seção transversal seja reduzida suficientemente para causar a falha; uma suficiente quantidade de hidrogênio escape para abaixar sua concentração abaixo daquela requerida para o trincamento ocorrer, e, trincas sob cordão tenham reduzido o nível de tensões residuais na junta soldada abaixo do nível necessário para o trincamento ocorrer.

A microestrutura do aço também desempenha um importante fator no trincamento a frio. A susceptibilidade ao trincamento diminui na medida em que a microestrutura passa de martensita, para bainita e ferrita. Inclusões no aço também desempenham uma função no trincamento a frio, pois elas podem atuar na captação de hidrogênio. Devido aos níveis extremamente baixos de enxofre encontrados nos aços TMCP, essa captação de hidrogênio não é significativa. Isto torna o aço susceptível ao trincamento por hidrogênio a baixas concentrações de hidrogênio. O requisito final para o trincamento por hidrogênio ocorrer é a necessidade de uma temperatura inferior

a 200°C. Em temperaturas acima de 200°C, o hidrogênio se difundirá antes que haja tempo suficiente para se segregar nas descontinuidades da solda.

Para Hoskins (2002), de modo a prevenir o trincamento por hidrogênio na junta soldada, algumas contra medidas devem ser tomadas: evitar microestruturas susceptíveis, reduzir o nível de tensões residuais, reduzir a quantidade de hidrogênio presente na solda e também a taxa de resfriamento. A opção a ser usada é frequentemente influenciada pelo custo. Enquanto o nível de tensões residuais e a microestrutura resultante serão fixos para um dado procedimento de soldagem, o controle sobre as taxas de resfriamento da solda e sobre os níveis de hidrogênio são facilmente exequíveis. A taxa na qual a solda resfria é determinada por uma combinação de temperatura ambiente, espessura da junta soldada e pela energia de soldagem. As baixas taxas de resfriamento são resultantes de elevadas temperaturas durante a soldagem via pré-aquecimento e elevadas energias de soldagem. O controle sobre o nível de hidrogênio numa solda pode ser obtido pela escolha do processo de soldagem e do tipo de consumíveis. O teor reduzido de carbono dos aços TMCP torna a ZTA pouco susceptível à formação de estrutura martensítica e conseqüentemente ao trincamento a frio.

## 2.7. TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES APÓS SOLDAGEM

Os aços TMCP não devem ser tratados termicamente para normalização, para normalização seguida por revenimento, ou por têmpera e revenimento. Esses tratamentos térmicos deteriorarão as propriedades de tração e/ou tenacidade. Se o TTAT é requerido pelas normas de fabricação de equipamentos, ele deve ser realizado com o único propósito de relaxamento de tensões residuais e não para melhorar as propriedades como frequentemente se faz com os aços C-Mn convencionais. Como os aços TMCP apresentam baixos teores de carbono ( $< 0,15\%$ ) e  $C_{eq} < 0,40\%$  os fenômenos de dureza elevada e baixa tenacidade na ZTA são minimizados o que diminui a necessidade de TTAT, exceto nos casos onde o equipamento está projetado para operar em ambientes que induzem ao fenômeno de SSCC (Sulfide Stress Corrosion Cracking). Os requisitos das normas de fabricação estão baseados na

experiência com aços C-Mn normalizados e não foram revisados para os aços TMCP. Esses requisitos variam significativamente em diferentes países, indústrias e tipos de construções. O TTAT normalmente não é requerido para espessuras menores que 30 – 38 mm e limite de escoamento especificado menor ou igual a 430 MPa. Se requerido pelas normas de fabricação e montagem e pelas especificações de projeto, o TTAT deve ser realizado à temperaturas abaixo de 600°C para minimizar os efeitos prejudiciais às propriedades mecânicas. Devem-se considerar, também, técnicas alternativas de alívio de tensões, como martelamento, por exemplo (DE MEESTER, 1997).

Hrivnak (1995) observa que, o principal mecanismo de deterioração nas juntas soldadas é o crescimento de grão e transformações microestruturais desfavoráveis como bainita granular. A reprecipitação de carbonetos em conjunto com a granulação grosseira contribui para a fragilidade da junta soldada. Carbonetos e carbonitretos podem reprecipitar durante o estágio de resfriamento do ciclo térmico do TTAT. Normalmente o TTAT é requerido para espessuras acima de 30 – 40 mm e pode estabilizar a microestrutura e os precipitados. Baixas temperaturas são aplicadas para se melhorar a tenacidade, especialmente se o microconstituente M-A está presente na microestrutura.

Nakamura *et al.* (1996) relatam que, os aços TMCP microligados e não submetidos ao resfriamento acelerado apresentam maior estagnação ou atraso no mecanismo de alívio de tensões, em faixas mais elevadas de temperaturas, devido ao efeito da precipitação de carbonetos de elementos de liga nos contornos de grão, relativamente aos aços TMCP não microligados e submetidos ao resfriamento acelerado; a microestrutura bainítica também apresenta este comportamento relativamente às demais microestruturas. Os pesquisadores também sugerem que, as microestruturas bainíticas de ambos os aços tendem a apresentar menor ductilidade relativamente às ZTA's constituídas de outras microestruturas. O aço TMCP microligado e não submetido ao resfriamento acelerado apresentou maior perda de ductilidade na ZTA que o aço TMCP não microligado e submetido ao resfriamento acelerado. O resultado das observações realizadas com o microscópio eletrônico de transmissão (MET) para investigar as causas desta perda de ductilidade sugerem que, a

diferença no mecanismo de precipitação dos carbonetos, próximos ou no contorno de grão, que varia em função da microestrutura da ZTA, durante o TTAT. Esta tendência é mais pronunciada nos aços TMCP microligados, contendo elementos de liga com forte tendência à formação de carbonetos, como nióbio, titânio e vanádio, e não submetidos ao resfriamento acelerado.

De Meester (1997) afirma que, as trincas de reaquecimento ou trincas devido ao alívio de tensões apresentam-se como trincas intergranulares na ZTA ou no metal de solda e ocorrem durante a exposição de conjuntos soldados a elevadas temperaturas de TTAT ou de serviço. Os fatores que influenciam as trincas de reaquecimento estão relacionados ao nível de tensões residuais originadas na soldagem e às deformações mecânicas ocorridas na fabricação. Esses mecanismos são particularmente sensíveis a pequenas mudanças no teor dos elementos de liga ou das impurezas; estes fatos aumentam a tendência de trincas intercristalinas à elevadas temperaturas devido à precipitação de carbonetos inter ou intragranulares e/ou segregações no contorno de grão da austenita prévia. Várias revisões da literatura consideraram que a ZTA dos aços TMCP microligados, com elevado nível de pureza (baixíssimo teor de impurezas não metálicas e gases) e de baixo carbono (menor que 0,15%) não está propensa a este fenômeno. No entanto, é importante notar que o risco da ocorrência de trincas de reaquecimento aumenta com o aumento da resistência mecânica dos aços, independente da composição química e do nível de pureza; as tensões residuais aumentam com o aumento da resistência do metal de solda. Os efeitos causados na microestrutura de aços TMCP devido a ciclos térmicos, quer sejam da soldagem ou de TTAT, são irreversíveis. Novos tratamentos térmicos não restaurarão as propriedades físicas e mecânicas, pois estas foram obtidas pelo tratamento termomecânico do processo TMCP e não somente por tratamento térmico.

Tsay *et al.* (1999) trabalharam com um aço TMCP, não microligado, com  $C_{eq}$  de 0,38, e relatam que, o TTAT (600°C/2h) não melhorou significativamente a microdureza e a tenacidade na ZTA e no metal base, e que esses resultados são consistentes com as observações metalográficas que demonstraram que a microestrutura não foi significativamente alterada. Vários trabalhos têm relatado que o efeito do TTAT na martensita é mais pronunciado que na bainita; tempos de patamar

muito prolongados somente dão continuidade à esferoidização e coalescência de carbonetos nas regiões ricas em bainita. Ainda, os pesquisadores afirmam que, devido ao baixo  $C_{eq}$  dos aços TMCP, o TTAT não promove variações significativas na microestrutura; este fato permite prever-se uma boa tenacidade para o metal base e ZTA.

Shiga (1994) afirmam que, a aplicação de TTAT em juntas soldadas pode resultar na redução das tensões residuais e na dureza de regiões endurecidas por deformação na ZTA, na melhoria microestrutural e na redução do teor de hidrogênio na solda e ZTA. Porém os TTAT's realizados a temperaturas muito elevadas e por longos períodos de tempo de patamar causam deteriorização das propriedades mecânicas devido ao aumento de precipitados grosseiros e do tamanho de grão. A suscetibilidade de aços microligados à reações de endurecimento por precipitação de carbonetos, principalmente com os elementos nióbio, titânio e vanádio, deve ser analisada com muita atenção, pois tal fenômeno promove redução na tenacidade e aumento na microdureza. A redução do nível de tensões residuais é mais pronunciada com o aumento da temperatura e do tempo de patamar no TTAT. Esta redução está relacionada com o parâmetro Larson-Miller, o qual mede a intensidade do alívio de tensões em função da temperatura e tempo de patamar; estudos demonstram que o nível de tensões residuais é significativamente reduzido na faixa de temperaturas de 600 a 650°C, em torno do parâmetro de  $18-19 \times 10^3$ .

Leggatt (1987) relata que, o nível de tensões residuais após o TTAT depende da direção das tensões em relação ao eixo da solda. Testes realizados em chapas de 50mm de espessura, em aço C-Mn-Nb-Al, aplicadas em vasos de pressão, soldadas pelo processo ao arco submerso (SAW), demonstraram que as tensões residuais na direção paralela ao eixo da solda são maiores que àquelas na direção transversal, após o TTAT. A anisotropia das tensões residuais da junta na condição como soldada não se altera após o TTAT.

Blauel e Burget (1987) reportam que, as tensões residuais numa junta soldada dependem da geometria do chanfro, nível de restrição da junta soldada e do limite de escoamento do material; a distribuição original das tensões residuais na junta soldada determinará o nível de melhoria na tenacidade após o TTAT.

## 2.8. ENSAIO DE CTOD (CRACK TIP OPENING DISPLACEMENT)

De acordo com a norma BS 7448-Part 2 - *Fracture Mechanics Toughness Tests*, uma metalografia pós-teste deve ser realizada para os CP's designados como SM (*Specific microstructure* – microestrutura específica) para determinar se a ponta da trinca está localizada na microestrutura de interesse. Uma amostra contendo a superfície da fratura deve ser retirada do CP, e quando a área específica é a ZTA, a amostra deve ser retirada da metade que contem o metal de solda. A amostra do CP deve ser cortada em um plano perpendicular à superfície de fratura imediatamente atrás da ponta do entalhe. Este corte deve estar a pelo menos 2 mm da profundidade máxima da trinca e deve incluir a trinca de fadiga ao longo de 75% da parte central da espessura (B). A superfície de corte correspondente ao lado do entalhe deve ser preparada para observação metalográfica. A secção deve ser examinada, com ampliação adequada, usando um microscópio óptico, para verificar se a ponta da trinca atingiu a microestrutura desejada e para confirmar se está localizada ao longo de 75% da espessura do CP (B). As secções tomadas na posição de iniciação da fratura frágil devem ser examinadas e as microestruturas reportadas.

Em caráter informativo, Morabito *et al.* (1993) realizaram testes de CTOD, a -10°C, em aço TMCP de composição química, Ceq, propriedades mecânicas e microestruturas similares, soldado com energia de soldagem de 4,0 e 5,0 kJ/mm, em chapa de 50 mm de espessura, e obtiveram resultados similares, para a condição (CS): de 0,10 a 1,95 mm para energia de 4,0 kJ/mm e de 0,10 a 0,25 mm para a energia de 5,0 kJ/mm. Kubo *et al.* (1994) também realizou testes de CTOD, a -10°C, em aço TMCP de composição química, Ceq, propriedades mecânicas e microestruturas similares, soldado com energia de soldagem de 3,0 e 4,5 kJ/mm, em chapa de 100 mm de espessura, e obtiveram resultados similares, para a condição (CS): de 0,60 a 1,90 mm para energia de 3,0 kJ/mm e de 1,50 a 1,90 mm para a energia de 4,5 kJ/mm. Segundo os pesquisadores, esta dispersão de resultados é atribuída aos diferentes volumes da ZTAGG presentes na região à frente da pré-trinca de fadiga.

Bala *et al.* (1990), utilizando aço TMCP de composição química (0,07C; 1,32Mn; 0,017Nb; 0,020Ti; 0,003V), Ceq, propriedades mecânicas e microestruturas

similares, soldado com energia de soldagem de 5,4 kJ/mm, obteve os resultados, a -30°C, de 0,94 mm na condição (CS) com a proporção de 20-45% da ZTAGG ao longo da pré-trinca, e de 0,80 mm na condição (TT) com a proporção de 20-50%. Os pesquisadores relatam que, normalmente, o CTOD na ZTA, na condição (CS), é ligeiramente maior que na condição (TT) e enfatiza a importância do volume das ZTAGG e ZTAIC na microestrutura à frente da trinca na tenacidade à fratura. Ainda, eles realizaram análise metalográfica por MET na ZTAGG e observaram a presença de partículas de precipitados ricos em titânio e em nióbio, na condição (CS), e finas partículas esféricas de carbonetos ricos em ferro ou FeS, e partículas muito finas ricas em nióbio. Também foi observada a presença do microconstituente M-A.

Gianetto *et al.* (1997), utilizando aço TMCP de composição química, Ceq, propriedades mecânicas e microestruturas similares, soldado com energia de soldagem de 3,0 kJ/mm, obtiveram os resultados, a -50°C, de 0,07 mm na condição (CS) com a proporção de ~ 36 % de ZTAGG, ~ 36% de ZTAGF e ~ 28% de metal de solda ao longo da pré-trinca. Lee *et al.* (1991) e De Meester (1997) afirmam que o microconstituente M-A é a principal causa da perda de tenacidade na ZTAGG.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1. MATERIAL

O material usado nesta investigação foi uma chapa de aço TMCP microligado, de 40 mm de espessura, especificação API 2W 50, corrida 736849, produzida pelo processo TMCP (TMR - laminação termomecânica controlada sem resfriamento acelerado), pela siderúrgica Voest Alpine na Áustria.

##### 3.1.1 Análise Química e Propriedades Mecânicas

A especificação da composição química e das propriedades mecânicas da chapa-teste, espessura 40 mm, de aço API 2W 50 são apresentadas nas tabelas 3.1 e 3.2.

Tabela 3.1- Especificação da composição química, em percentagem de peso, do aço API 2W 50 <sup>(a,e)</sup>.

C %	Si %	Mn <sup>(b)</sup> %	P %	S %	Al em Solução ácida %	Al Total %	Cr %	Ni %
0,16	0,05 - 0,50	1,15 - 1,60	0,03	0,010	0,015 - 0,055	0,02 - 0,06	0,25	0,75
Mo %	Cu %	V %	Nb %	Ti %	B <sup>(c)</sup> %	N <sup>(c,d)</sup> %	CE <sub>IIW</sub> %	P <sub>cm</sub> %
0,08	0,35	-	0,03	0,007 - 0,02	0,0005	0,012	0,39	0,22

$$CE_{IIW} = C + (Mn/6) + (Cr+Mo+V) / 5 + (Ni+Cu) / 15$$

$$P_{cm} = C + (Mn+Cu+Cr) / 20 + (Si/30) + (Ni/60) + (Mo/15) + (V/10) + (B*5)$$

(a) Valores máximos,

(b) Mn até 1,65% máximo (análise da corrida) é permitido a critério do fabricante,

(c) N e B não devem ser adicionados intencionalmente,

- (d) N até 0,013% máximo se Ti estiver entre 0,010 e 0,012%,  
 (e) V, Zr, Ce e outros metais de terras raras não devem ser adicionados sem aprovação específica do comprador

Tabela 3.2- Especificação das propriedades mecânicas do aço API 2W 50.

Espeçura da CP (mm)	Direção	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_t$ (MPa), Mínimo	Lo (mm)	Al (%) Mínimo
12,47	Transversal	345 - 483	448	50,8	23

Tipo de CP	Posição	Direção	Temperatura °C	Valores Individuais (J) Mínimo	Valor Médio (J) Mínimo
V- 10 x 10	1/2 t	Transversal	- 40	34	41

A composição química e as propriedades mecânicas da chapa-teste, espessura 40 mm, corrida 736849, de aço API 2W 50, produzido pela siderúrgica Voest Alpine (Áustria) são apresentadas nas tabelas 3.3 e 3.4, respectivamente.

Tabela 3.3- Composição química, em percentagem de peso, da chapa-teste de aço API 2W50.

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al em Solução ácida %	Al Total %	Cr %	Ni %
0,066	0,33	1,36	0,005	0,0006	-	0,034	0,023	0,014

Mo %	Cu %	V %	Nb %	Ti %	B %	N %	CE <sub>IIW</sub> %	Pcm %
0,001	0,016	0,008	0,024	0,012	0,0002	0,0052	0,30	0,15

Tabela 3.4- Propriedades mecânicas da chapa-teste de aço API 2W50 à temperatura de 20°C.

		Espessura da CP (mm)	Direção	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_t$ (MPa)	Lo (mm)	Al (%) Mínimo
		12,47	Transversal	406	506	50,8	30,9
Tipo de CP	Posição	Direção	Temperatura °C	Valores Individuais (J) Mínimo			Valor Médio (J) Mínimo
V- 10 x 10	1/2 t	Transversal	- 10	395	395	397	397
V- 10 x 10	1/4 t	Transversal	- 10	388	401	393	393

Os resultados obtidos atendem à especificação API 2W 50. A análise química da chapa-teste revelou teores muitíssimos baixos de carbono, nitrogênio, fósforo e enxofre e quantidades balanceadas de nióbio, titânio e vanádio. Este balanço químico adequado e o baixo  $C_{eq}$  em conjunto com o ciclo termomecânico do processamento TMCP garantiram os excelentes resultados de microdureza e tenacidade, no metal base e também na ZTA, e a ausência de precipitados frágeis, nas condições (CS) e (TT), como será visto mais adiante.

A composição química do metal de solda está apresentada na tabela 3.5, em caráter informativo.

Tabela 3.5 – Composição química, em percentagem de peso, do metal de solda.

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al em Solução ácida %	Al Total %	Cr %	Ni %
0,05	0,31	1,32	0,023	0,015	-	0,005	0,031	0,025
Mo %	Cu %	V %	Nb %	Ti %	B %	N %	CE <sub>IIW</sub> %	P <sub>cm</sub> %
0,005	0,115	0,006	0,003	0,002	0,0002	0,0092	0,30	0,15

### 3.2. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

As três chapas-teste, vide figura 3.1, foram chanfradas conforme geometria e dimensões da figura 3.2, travadas na bancada de testes e soldadas pelo processo Arco Submerso Tandem-2 arames (*SAW-Tandem: Submerged Arc Welding*), utilizando-se duas fontes *Lincoln Power Wave AC/DC 1000* e cabeçote *Lincoln Model TC-3*, conforme figura 3.1.



Figura 3.1: Chapas-teste.

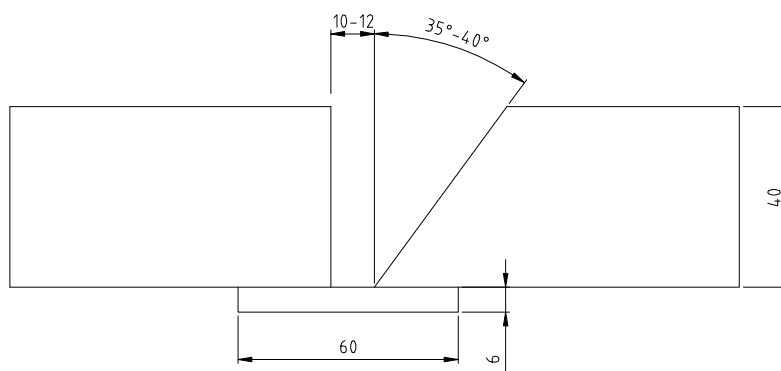


Figura 3.2: Geometria e dimensões das chapas-teste (comprimento de 1000mm).

O primeiro arco elétrico foi desenvolvido em corrente contínua, polaridade positiva, voltagem constante e o segundo arco elétrico em corrente alternada, onda

senoidal, frequência 60Hz. A energia de soldagem foi mantida em torno de 4,0 kJ/mm, a qual foi estabelecida com base nas referências analisadas.

As variáveis do procedimento de soldagem estão descritas na tabela 3.6.

Tabela 3.6: Variáveis do procedimento de soldagem.

Processo	Arco Submerso (Tanden - 2 arames)
<b>Corrente</b>	700 - 750 A (CC+) – Arame 1 600 - 650 A (AC 60 Hz) – Arame 2
<b>Tensão</b>	29 - 30 V 33 - 34 V
<b>Velocidade</b>	55 - 60 cm/min
<b>Stickout (distância entre os contatos elétricos no arame e a chapa-teste)</b>	25 - 30 mm
<b>Temperatura de Pré-Aquecimento</b>	150°C
<b>Temperatura Interpasses</b>	250°C
<b>Energia Média de Soldagem</b>	4,0 kJ/mm

A soldagem das chapas-teste foi realizada no Centro Técnico das Instalações da Lincoln Eletric do Brasil S/A em Guarulhos-SP.

### 3.2.1. Consumíveis de Soldagem

Os consumíveis de soldagem foram definidos com base na resistência a tração, composição química e na soldabilidade operacional.

Os consumíveis utilizados foram o arame AWS 5.17 EM 12K  $\varnothing$  4,0mm marca comercial BMAS122 e fluxo aglomerado neutro marca comercial Lincoln-860; a combinação atende à especificação AWS 5.17, F7P2 EM 12K e F7A2 EM 12K.

### 3.3. ENSAIO POR ULTRA-SOM

Foi executado ensaio não destrutivo por ultra-som na junta soldada, utilizando-se o aparelho Epoch XT - Olympus para se verificar a incidência de defeitos na linha

de fusão e na ZTA que pudessem afetar os resultados. Não foram encontrados defeitos.

### 3.4. TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES

O tratamento térmico foi realizado numa câmara isolada termicamente, construída de tijolos refratários, onde foram alocadas as resistências elétricas em metade das chapas-testes.

As taxas de aquecimento e resfriamento máximas foram  $200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ , o tempo de permanência na temperatura de  $590 \pm 10^{\circ}\text{C}$  foi de 4h. Este ciclo foi adotado em atendimento à norma AWS D1. 1 (2004) e à especificação API 2W (1999).

A figura 3.3 apresenta o esquema gráfico do TTAT.

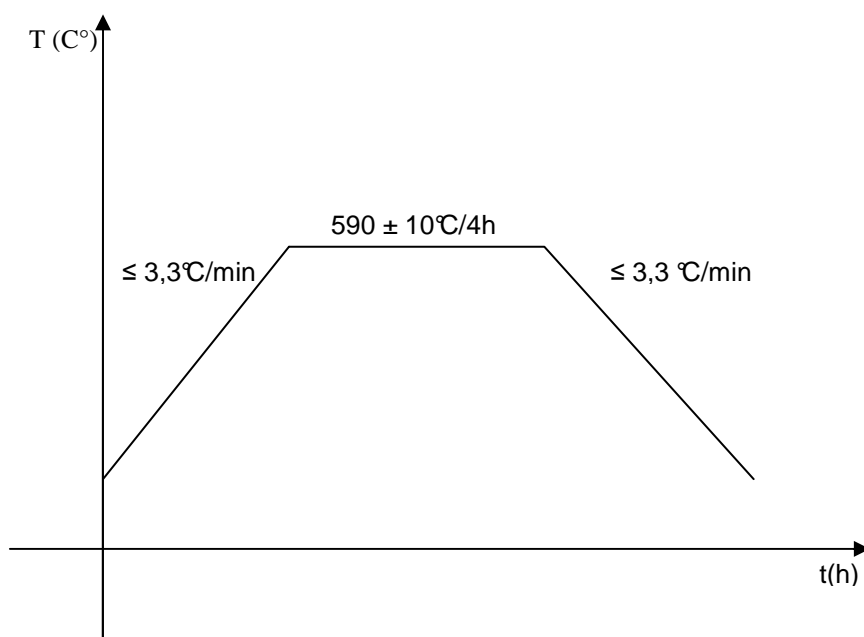


Figura 3.3: Esquema gráfico do TTAT.

O TTAT foi realizado no laboratório Proaqt em Osasco - SP.

### 3.5. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓPTICA

Foi utilizado um microscópio óptico trinocular com sistema de captura de imagens Leica modelo DM-4500p.

A figura 3.4 apresenta o esquema de retirada das amostras para micrografia das regiões da ZTA. A amostra metalográfica foi retirada a uma distância de 5 - 6 mm da superfície superior da junta soldada de 40 mm de espessura, conforme figura 3.4.



Figura 3.4: Esquema de retirada das amostras para micrografia das regiões da ZTA.

A análise micrográfica das amostras tem o objetivo de demonstrar a direção de laminação da chapa-teste e as regiões da ZTA e suas respectivas microestruturas.

A figura 3.5 apresenta a secção transversal da junta soldada. As amostras foram identificadas como MS3 (macrografia (CS)) e MT3 (macrografia (TT)).

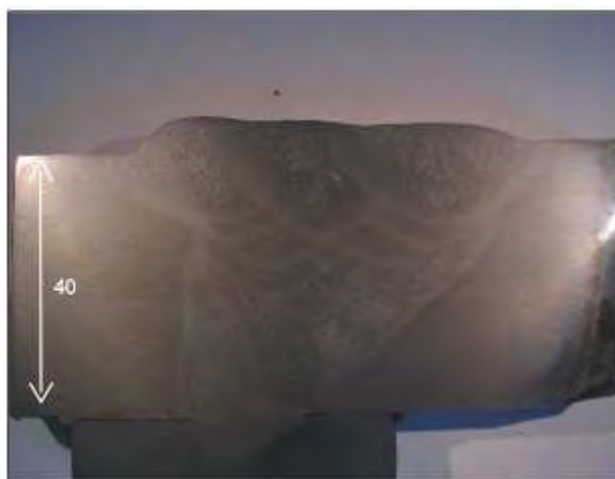


Figura 3.5: Secção transversal da junta soldada para análise metalográfica.

As amostras foram embutidas em bakelite e lixadas com lixas de granulometria de 120, 240, 360, 500 e 600  $\mu\text{m}$  e polidas com pasta de diamante com granulometria de 6 a 0,25  $\mu\text{m}$ ; elas foram atacadas com solução de Nital a 2%.

O tamanho de grão foi determinado de acordo com a norma ASTM E 112 (2004). Para o grão ferrítico foi utilizado o método dos interceptos e para o grão austenítico o método McQuaid-Ehn.

O ensaio metalográfico foi realizado no laboratório do Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear em Belo Horizonte- MG e a determinação do tamanho de grão no laboratório Tork em São Paulo-SP.

### 3.6. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Utilizou-se nesta análise, um microscópio eletrônico de varredura (MEV) Zeiss, modelo DSM 960 com a finalidade de verificar a possível presença de bainita no metal base e/ou na ZTA, por conta de alguns trabalhos que estudaram aços de mesma especificação e similares, e complementar a análise por microscopia óptica por meio de maiores ampliações. Utilizou-se também um outro microscópio MEV Jeol, modelo JSM 6360, com um sistema de EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) com o objetivo de investigar a composição química relativa das finas partículas dispersas na matriz ferrítica, na perlita e nos contornos de grão.

A figura 3.6 apresenta o microscópio Jeol, modelo JSM 6360 com um sistema de EDS.



Figura 3.6 : Microscópio MEV Jeol, modelo JSM 6360 com um sistema de EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*).

As amostras foram atacadas com solução de Nital a 2%.

Os ensaios foram realizados nos laboratórios da PUC-RJ na cidade do Rio de Janeiro-RJ e na Tenaris-Confab em Pindamonhangaba-SP.

### 3.7. ENSAIO DE MICRODUREZA *VICKERS*

Foi utilizado nesta análise um microdurômetro Leitz Durimet II.

O ensaio tem o objetivo de medir a microdureza nas regiões da ZTA para juntamente com a análise microestrutural definir a LBZ (Zona local de fragilidade - *local brittle zone*).

O ensaio foi realizado conforme ASTM E384-89 e as medições foram realizadas nas quatro regiões da ZTA, utilizando-se carga de 200g.

Os valores de dureza reportados foram uma média aritmética de no mínimo cinco medições. As amostras foram polidas e atacadas com solução de Nital a 2%.

O ensaio foi realizado no laboratório do Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear em Belo Horizonte- MG.

### 3.8. ENSAIO DE TENACIDADE AO IMPACTO – *CHARPY-V*

O esquema de retirada dos CP's está representado na figura 3.7.

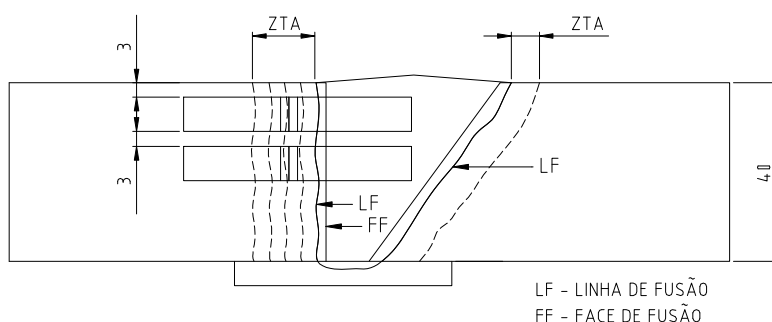


Figura 3.7: Esquema de retirada dos CP's de *Charpy-V*.

O ensaio de impacto tipo *Charpy-V* foi realizado conforme ASTM-E-23-96 em CP's de secção transversal 10x10mm com entalhes no metal base e na ZTA. Devido à geometria da ZTA, inerente ao processo de soldagem multipasses, o entalhe inclui várias regiões da mesma.

Foram ensaiados três CP's por temperatura de teste para o metal base e para ZTA, nas condições (CS) e (TT). As temperaturas foram de  $-130^{\circ}\text{C}$  até  $-60^{\circ}\text{C}$ .

O eixo do entalhe é perpendicular a superfície da chapa-teste e a direção de laminação é perpendicular ao eixo da solda.

A orientação dos CP's com relação à direção de laminação tem grande influência na tenacidade ao impacto. Landes (1992, apud GUIMARÃES, 2006). Observa-se que, normalmente, a tenacidade à fratura é máxima quando o plano da trinca tem orientação L – T, conforme ASTM E399-91 (vide figura 3.8), ou seja, o plano é perpendicular à orientação preferencial ou textura do material conformado. Neste trabalho, o plano da trinca dos CP's tem a orientação L – T.

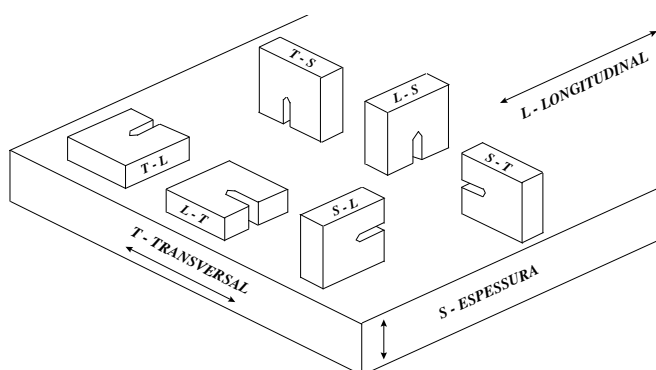


Figura 3.8: Esquema e nomenclatura dos CP's para chapas (ASTM E399 (1991)).

A figura 3.9 apresenta a máquina de ensaio de Charpy-V.

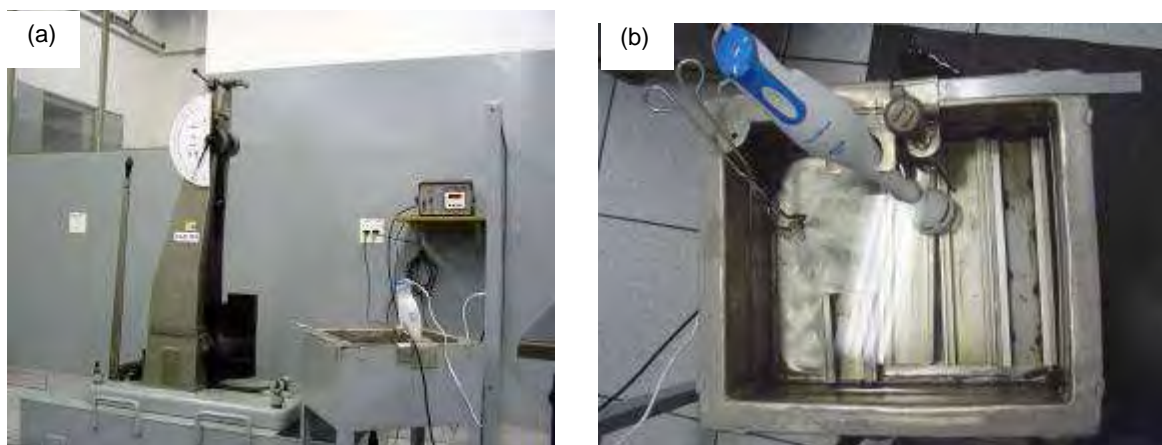


Figura 3.9 : (a) Equipamento de Ensaio de *Charpy-V* e (b) Cuba climática vista de cima.

O ensaio foi realizado no laboratório Proaqt em Osasco - SP.

### 3.9. ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA – CTOD

O ensaio de CTOD (Crack Tip Opening Displacement) foi realizado conforme a norma BS 7448 Part 1 e 2 (1997) – *Fracture Mechanics Toughness Tests* em CP's do tipo SE(B), cuja geometria e dimensões são apresentados na figura 3.10. O esquema de retirada das amostras está representado na figura 3.11. A norma DNV-OS-F101 (2007) – *Offshore Standard – Submarine Pipeline Systems* foi adotada para avaliação dos resultados obtidos do ensaio; a norma considera o menor valor dos três obtidos como o resultado do ensaio.

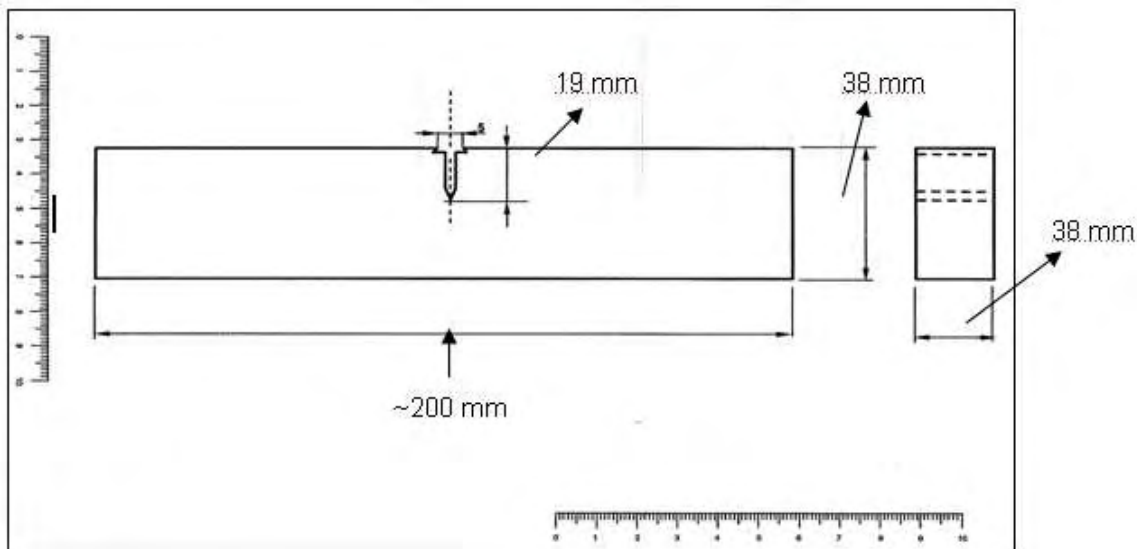


Figura 3.10 : Geometria e dimensões dos corpos de prova SE(B).

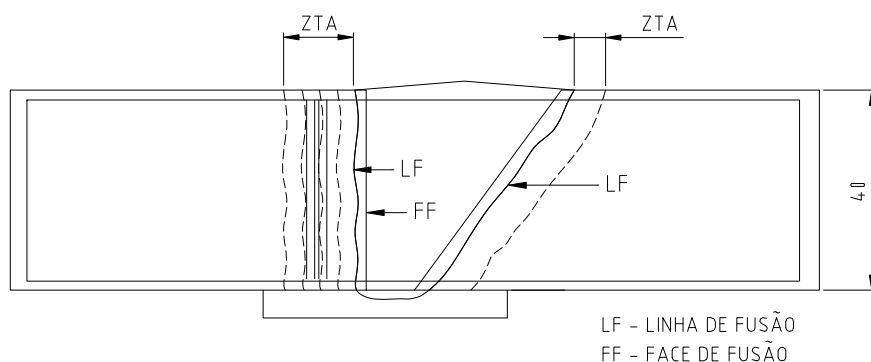


Figura 3.11 - Esquema de retirada dos CP's SE(B).

Landes (1992, apud GUIMARÃES, 2006) observa que, normalmente a tenacidade à fratura é máxima quando o plano da trinca tem orientação L – T, conforme ASTM E399 (1991) (vide figura 4.9), ou seja, o plano é perpendicular à orientação preferencial ou textura do material conformado. Neste trabalho, o plano da trinca dos CP's tem a orientação L – T.

Inicialmente os CP's tipo SE(B) foram submetidos a um carregamento cíclico para nucleação da pré-trinca, por fadiga, utilizando-se um dispositivo instrumentado (máquina servo-hidráulica MTS com capacidade de 25t), conforme figura 3.12.

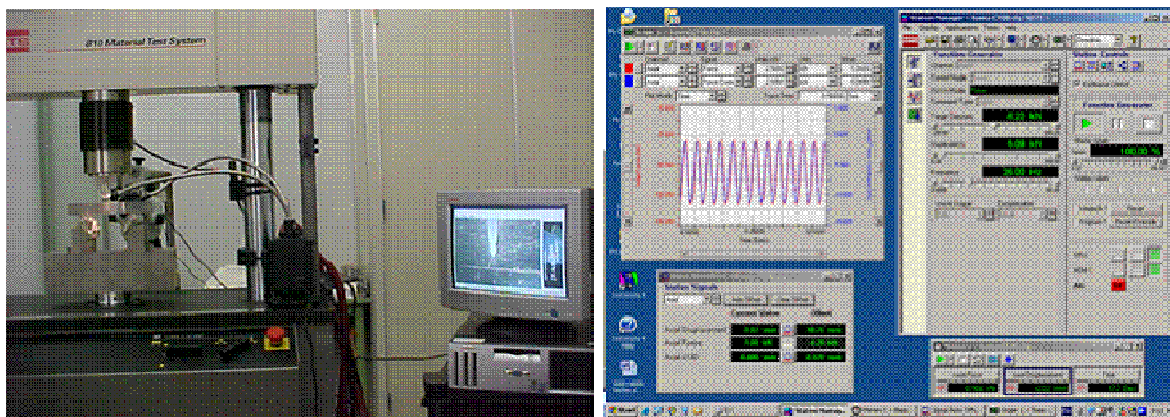


Figura 3.12: Dispositivo instrumentado para nucleação da pré-trinca por fadiga.

O valor das cargas utilizadas na nucleação da pré-trinca foram de 10726,3 N máxima e 1072,6 N mínima.

O modo de fixação do extensômetro e o arranjo do dispositivo instrumentado para medição do deslocamento da ponta da pré-trinca estão apresentados na figura 3.13.



Figura 3.13 - Modo de fixação do extensômetro para medição do deslocamento da ponta da pré-trinca.

A validação das dimensões da pré-trinca foi realizada utilizando-se um projetor de perfis Mitutoyo apresentado na figura 3.14.



Figura 3.14 – Projetor de perfis Mitutoyo para medição da pré-trinca.

Os CP's pré-trincados foram acondicionados em uma câmara climática refrigerada com uma solução de álcool e CO<sub>2</sub> à uma temperatura de -20°C. O sistema de rolos está imerso no banho e o *clip gage* fora dele. A temperatura de teste foi controlada por meio de um termômetro de contato (resistência de platina) acoplado no próprio CP.

O ensaio foi realizado utilizando-se um fator de intensificação de tensão (K) constante entre 0,5 e 3,0 MPa.m<sup>0,5</sup>.s<sup>-1</sup> durante a deformação elástica linear inicial e fator de constricção (a/W) entre 0,45 e 0,55; o registro gráfico da aplicação de carga X medição do comprimento da abertura da trinca (CMOD) foi mantido até a fratura completa dos CP's.

O ensaio foi realizado no laboratório da Tenaris-Confab em Pindamonhangaba-SP.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 ANÁLISES MACRO E MICROESTRUTURAIS

Foram realizadas análises macroscópica da junta soldada (zona fundida, ZTA e metal de base) e microscópica da ZTA e do metal de base.

#### 4.1.1. Macroscopia Óptica da Junta Soldada

As figuras 4.1 (a) e (b) apresentam as microestruturas das várias regiões da ZTA nas condições (CS) e (TT).

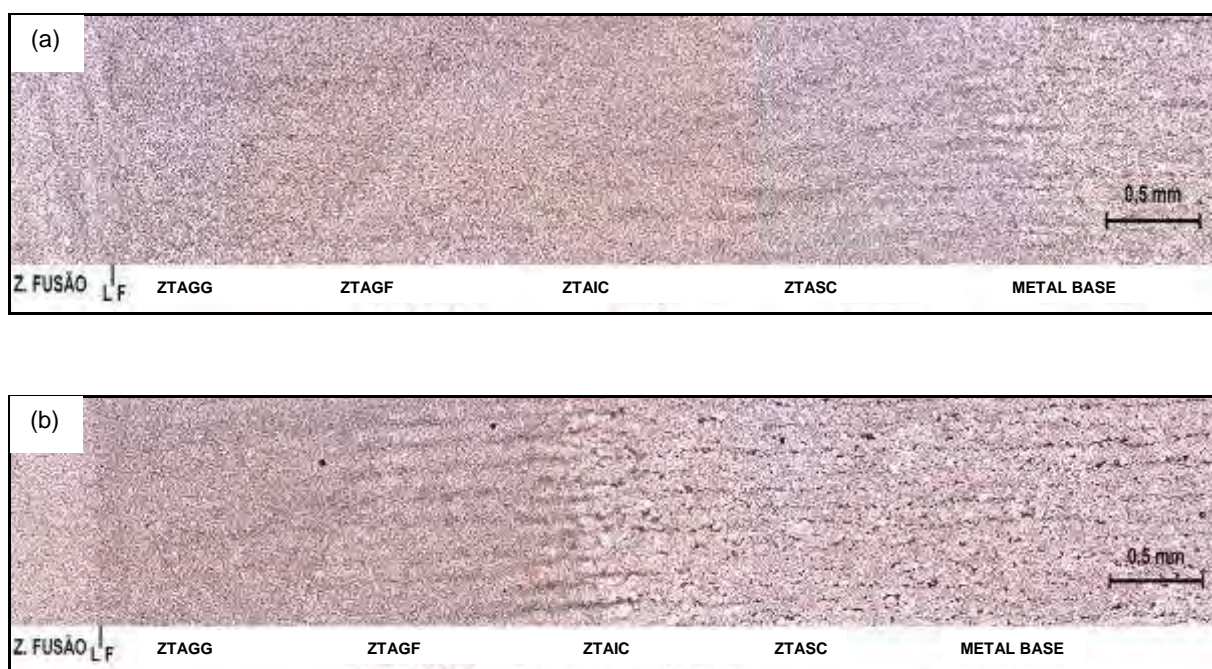


Figura 4.1: As regiões da ZTA nas condições (a) (CS) e (b) (TT) com ampliação de 50X, ataque com Nital 2%.

Analisando os aspectos microestruturais da figura 4.1 observa-se as quatro regiões da ZTA definidas em função da exposição às isothermas, originadas do ciclo térmico da soldagem. São elas: região de granulação grosseira – ZTAGG, região de granulação fina – ZTAGF, região intercrítica – ZTAIC e região subcrítica – ZTASC. Todas as regiões foram reaquecidas devido à técnica de soldagem multipasses.

A ZTAGG não pode ser observada claramente devido à baixa ampliação da foto (50x) e à sua extensão reduzida; mais adiante ela poderá ser observada em fotos com ampliações maiores. O ciclo térmico e a sequência de passes explicam este fenômeno (HRIVNAK, 1995).

A tabela 4.1 apresenta a extensão das regiões da ZTA e o tamanho de grão ferrítico

Tabela 4.1 : Extensão das regiões da ZTA e tamanho de grão ferrítico.

	(CS)		(TT)	
	Extensão (mm)	Tamanho de Grão ( $\mu\text{m}$ )	Extensão (mm)	Tamanho de Grão ( $\mu\text{m}$ )
ZTAGG	$\leq 100 \mu\text{m}$	37,8	$\leq 100 \mu\text{m}$	44,9
ZTAGF	100 $\mu\text{m}$ ---- 2,0	13,3	100 $\mu\text{m}$ ---- 2,25	15,9
ZTAIC	2,0 ----- 2,75	26,7	2,25 ----- 3,0	31,8
ZTASC	2,75 ----- 4,5	15,9	3,0 ----- 4,5	15,9
MB	-----	15,9	-----	15,9

A ZTAGG apresenta extensão bastante reduzida se comparada às demais regiões. As causas deste fenômeno estão relacionadas à composição química, ao ciclo térmico e à sequência de passes; estes fatores determinam a extensão das regiões da ZTA. Além disso, os passes subsequentes reaquecem, e normalizam ou revinem os passes anteriores, e também a ZTA, promovendo desta forma o refino de grão. Este efeito está de acordo com as observações realizadas por Bala *et al.* (1990).

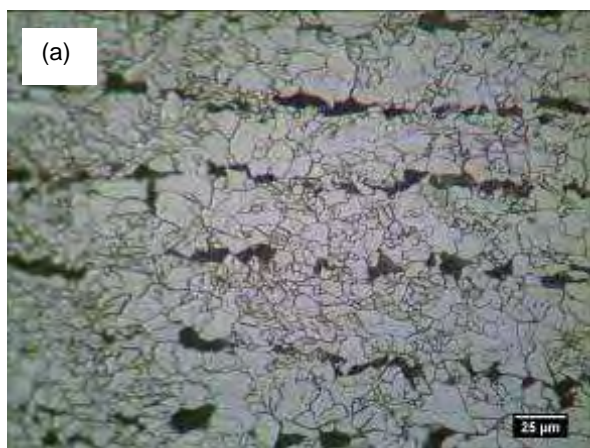
Observa-se que não existe variação significativa de tamanho de grão entre as condições (CS) e (TT); no entanto, a pequena variação observada é devida ao

posicionamento dos locais de medição. A variação de tamanho de grão existente entre as regiões da ZTA se explica também pelo diferente posicionamento dos locais de medição e pelos ciclos térmicos experimentados por cada região.

#### 4.1.2. Metal Base – Microscopia Óptica e MEV

As figuras 4.2 (a) à (d) apresentam as microestruturas do metal base nas condições (CS) e (TT), com ampliações de 400X (microscópio óptico) e 1000X (MEV).

##### Metal Base - Condição (CS)



##### Condição (TT)

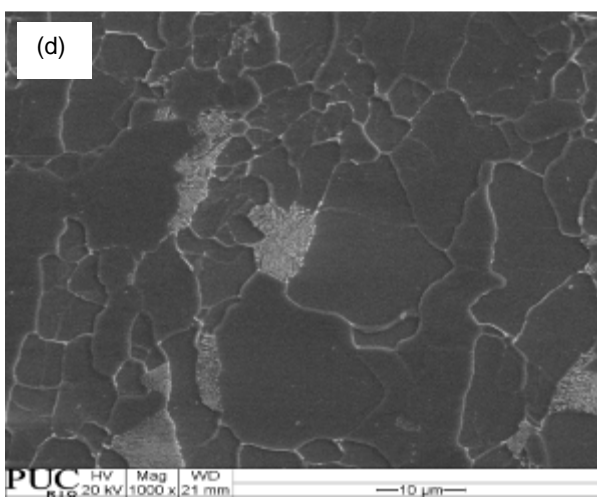
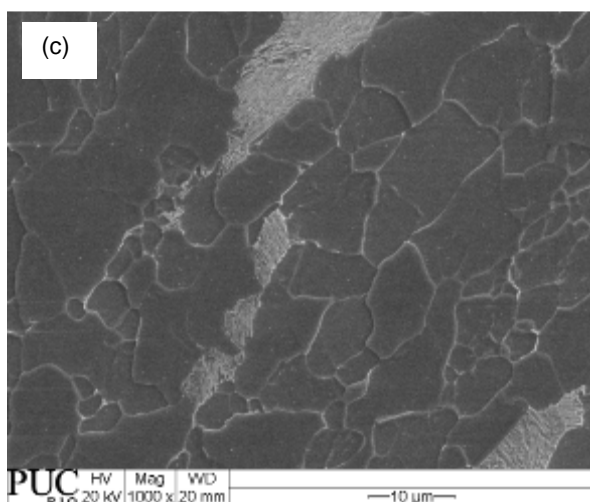
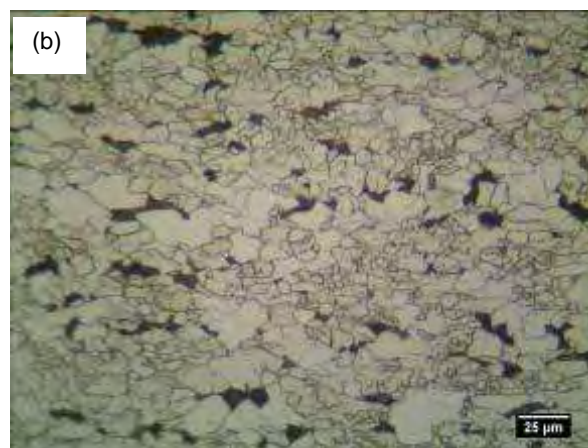


Figura 4.2 : Microestrutura do metal base nas condições (CS) e (TT), respectivamente: (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.

A análise metalográfica por microscopia óptica revelou que a microestrutura predominante do metal base nas condições (CS) e (TT) consiste principalmente de ferrita poligonal e perlita alinhada, de granulação fina. Observa-se na figuras 4.2 (c) e (d) (e somente nestas fotos realizadas com o MEV) a presença de partículas fisas de cementita dispersas uniformemente na matriz ferrítica na condição (CS), e nos contornos de grão na condição (TT). Este fato se explica devido à difusão da cementita do interior do grão ferrítico para os contornos, promovida pelo TTAT. O tamanho de grão ferrítico é de 15,9  $\mu\text{m}$  tanto na na condição (CS) quanto na condição (TT). Estes resultados estão consistentes com aqueles obtidos por Lee *et al.* (1991), Aihara e Okamoto (1990), De Meester (1997) e Hrivnak (1995) que relatam que, pequenas adições de nióbio tem um efeito pronunciado no refino de grão e consequente melhoria na tenacidade do material.

A análise metalográfica por MEV confirmou os aspectos microestruturais e os microconstituintes observados na microscopia óptica; pode-se verificar desta forma que não foram observados outros produtos de transformação, confirmando assim que a microestrutura é composta de ferrita poligonal e perlita, de granulação fina. Não se observam variações microestruturais significativas em termos de tipo, volume, forma, distribuição de fases, tamanho de grão e existência de precipitados grosseiros nas condições (CS) e (TT). Foram realizadas também observações com ampliações de 3000X; no entanto, as fotos não estão aqui apresentadas pelo fato das mesmas não terem agregado informações relevantes àquelas já apresentadas.

A análise semi-quantitativa usando espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS) dos CP's, nas condições (CS) e (TT), comparou as composições químicas das finas partículas dispersas na matriz ferrítica, na perlita e nos contornos de grão e não constatou diferenças significativas a ponto de se supor a presença de carbonetos, nitretos e/ou carbonitretos relacionados aos elementos nióbio, titânio e vanádio; porém constata-se a presença de carbonetos de ferro.

Como já mencionado, a temperatura máxima do TTAT normalmente é limitada em 600°C pela literatura (De Meester, 1997) e em 595°C pela especificação API 2W (1999). Neste trabalho, o TTAT foi realizado a  $590 \pm 10^\circ\text{C}/4\text{h}$ .

No entanto, Shin *et al.* (2006) pesquisaram um aço TMCP de mesma especificação do utilizado neste trabalho (API 2W 50) e constatou a presença de ferrita poligonal e perlita, de granulação fina, além de um pequeno volume de bainita, provavelmente em função da diferença do histórico termomecânico do processamento TMCP dos dois aços.

#### **4.1.3. ZTA – Microscopia Óptica e MEV**

A análise metalográfica por microscopia óptica de todas as regiões da ZTA revelou que a microestrutura predominante, nas condições (CS) e (TT), consiste principalmente de ferrita poligonal e perlita, de granulação fina. Observa-se na figuras 4.3 a 4.6 (c) e (d) (e somente nestas fotos realizadas com o MEV) a presença de partículas finas de cementita, em sua grande maioria, nos contornos de grão ferrítico, nas condições (CS) e (TT). Este fato se explica devido à difusão da cementita do interior do grão ferrítico para os contornos, promovida pelo TTAT. Verifica-se também que não ocorreram variações significativas do volume dessas partículas ao longo das regiões da ZTA em ambas as condições (CS) e (TT). No entanto, constata-se que o volume das partículas nos contornos de grão é maior na ZTA que no metal de base.

A análise metalográfica por MEV confirmou os aspectos microestruturais e os microconstituintes observados na microscopia óptica; pode-se verificar desta forma que não foram observados outros produtos de transformação confirmando assim que a microestrutura é composta de ferrita poligonal e perlita, de granulação fina. Não se observam variações microestruturais significativas em termos de tipo, volume, forma, distribuição de fases, tamanho de grão e existência de precipitados grosseiros nas condições (CS) e (TT). Foram realizadas também observações com ampliações de 3000X; no entanto, as fotos não estão aqui apresentadas pelo fato das mesmas não terem agregado informações relevantes àquelas já apresentadas.

A análise semi-quantitativa usando espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS) dos CP's, nas condições (CS) e (TT), comparou as composições químicas das finas partículas dispersas na matriz ferrítica, na perlita e nos contornos de grão e

não constatou diferenças significativas a ponto de se supor a presença de carbonetos, nitretos e/ou carbonitretos relacionados aos elementos nióbio, titânio e vanádio; porém constata-se a presença de carbonetos de ferro.

Estes resultados estão consistentes com as observações de Tsay *et al.* (1999) e Bala *et al.* (1990) que afirmam que, devido ao baixo  $C_{eq}$  dos aços TMCP, o TTAT não promove variações significativas na microestrutura; este fato permite prever-se uma boa tenacidade para o metal base e ZTA. E também, com Lee *et al.* (1991), Aihara e Okamoto (1990), De Meester (1997) e Hrivnak (1995), que relatam que, pequenas adições de titânio tem um efeito pronunciado no refino de grão e conseqüente melhoria na tenacidade do material, o que também está consistente com os resultados obtidos neste trabalho, onde o aço utilizado apresenta um teor de 0,012Ti, mesmo tendo sido utilizado uma elevada energia de soldagem.

As figuras 4.3 (a) à (d) apresentam as microestruturas da região ZTASC nas condições (CS) e (TT).

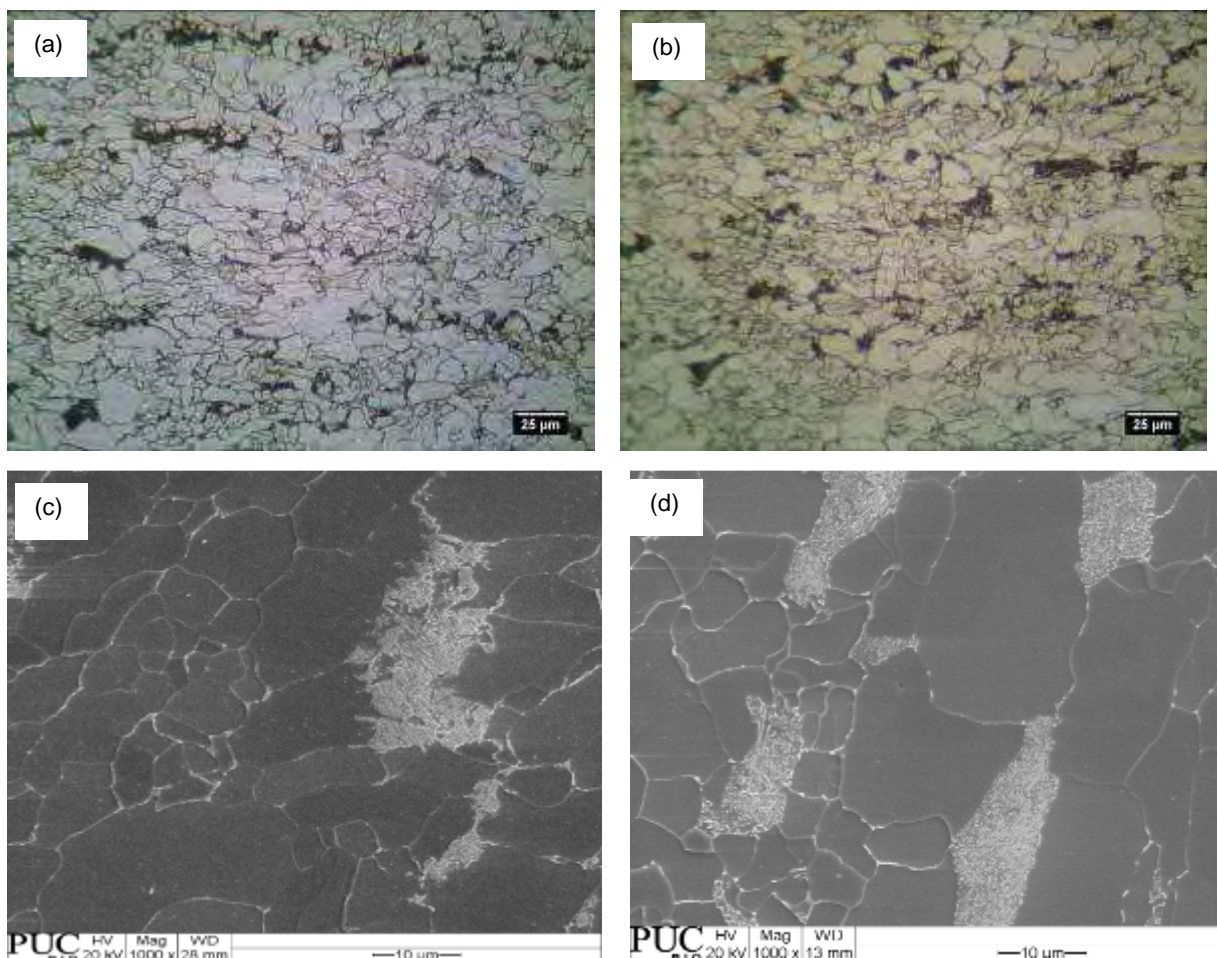
**ZTASC - Condição (CS)****Condição (TT)**

Figura 4.3: Microestruturas das regiões ZTASC nas condições (CS) e (TT), respectivamente: (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.

Analisando-se a morfologia da perlita, partindo-se do metal base em direção à linha de fusão, nas condições (CS) e (TT), observa-se nas figuras 4.3 (a) e (b) que, além da microestrutura predominante consistir principalmente de ferrita poligonal e perlita alinhada, de granulação fina, também ocorreu o início de esboroamento da perlita, ou seja, o início de transformação, por difusão, da cementita de aparência lamelar para a aparência esferoidal, devido ao ciclo térmico da soldagem e do TTAT. A ZTASC apresentou um tamanho de grão ferrítico igual àquele do metal base, nas condições (CS) e (TT).

As figuras 4.4 (a) à (d) apresentam as microestruturas da região ZTAIC nas condições (CS) e (TT).

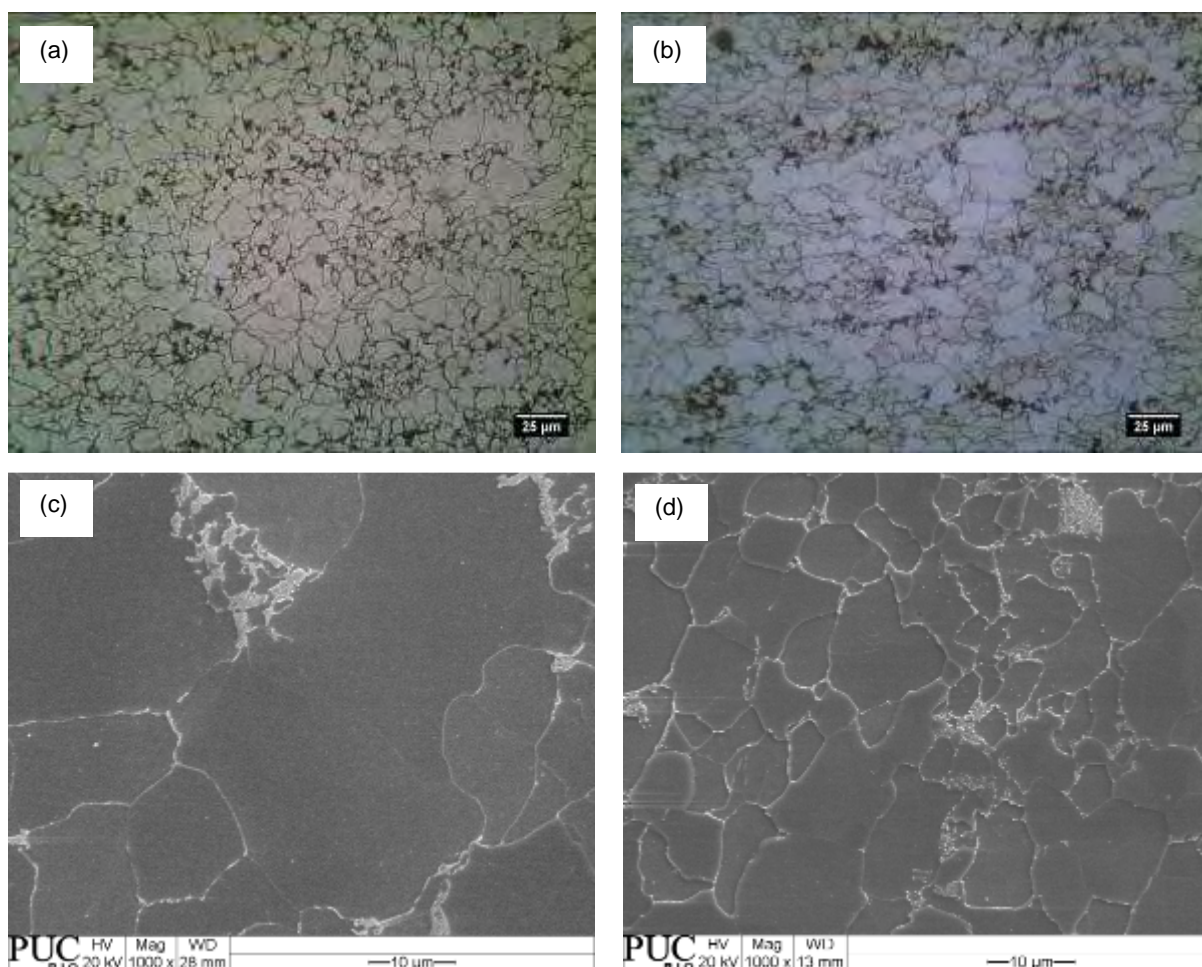
**ZTAIC - Condição (CS)****Condição (TT)**

Figura 4.4: Microestruturas das regiões ZTAIC nas condições (CS) e (TT), respectivamente: (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.

Observa-se nas figuras 4.4 (a) e (b) a presença de ferrita poligonal e perlita esboroadada (o processo de esboroamento se iniciou na ZTASC e se completou nesta região), e também a presença de partículas de cementita esferoidizada, nas condições (CS) e (TT). Este efeito se explica pelo fato desta região ter sido exposta à temperaturas dentro da faixa crítica, entre as temperaturas de transformação  $A_3$  e  $A_1$ . Constata-se também que tamanho de grão desta região é maior que àquele do metal base e menor que àquele da ZTAGG, nas condições (CS) e (TT).

As figuras 4.5 (a) à (d) apresentam as microestruturas da região ZTAGF nas condições (CS) e (TT).

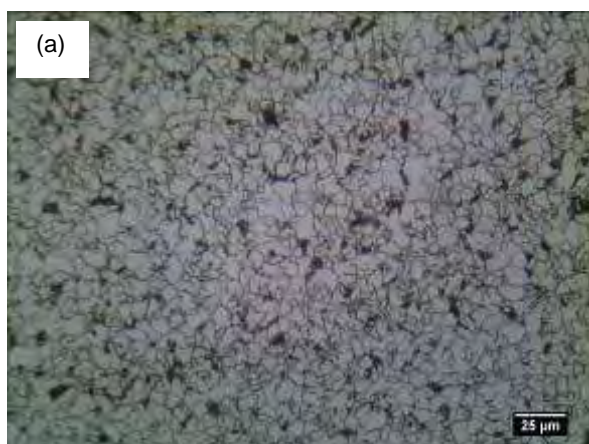
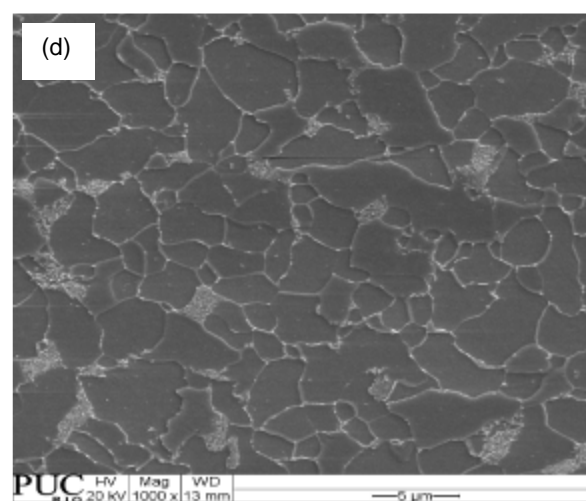
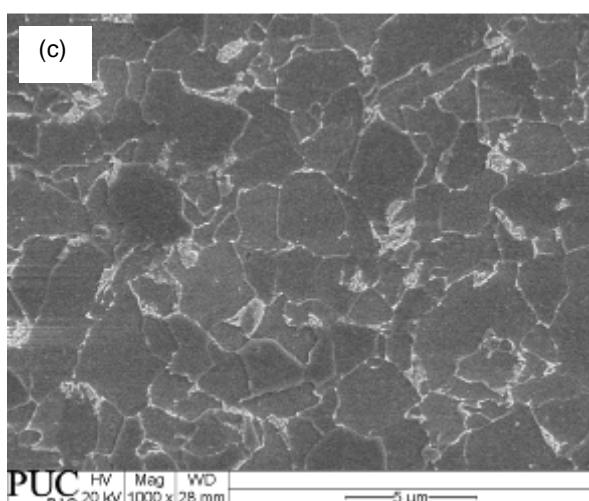
**ZTAGF - Condição (CS)****Condição (TT)**

Figura 4.5: Microestruturas das regiões ZTAGF nas condições (CS) e (TT), respectivamente: (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.

Pode-se constatar nas figuras 4.5 (a) e (b) que a microestrutura predominante, nas condições (CS) e (TT), consiste principalmente de ferrita poligonal, e perlita uniformemente distribuída, diferentemente daquela presente no metal base. Não se observa a presença de perlita esboroadada. Constata-se também que o tamanho de grão ferrítico desta região é ligeiramente menor que àquele do metal base nas condições (CS) e (TT), devido ao efeito da normalização ocorrido à temperaturas acima da temperatura de transformação  $A_3$ . Gianetto *et al.* (1997), utilizando aço TMCP de composição química,  $C_{eq}$  e propriedades mecânicas similares, soldado com energia de soldagem similar, relatam que obtiveram tamanho de grão na ZTAGF ligeiramente

menor que àquele do metal base. Os resultados deste trabalho estão consistentes com as observações dos pesquisadores.

As figuras 4.6 (a) à (d) apresentam as microestruturas da região ZTAGG nas condições (CS) e (TT).

#### ZTAGG - Condição (CS)



#### Condição (TT)

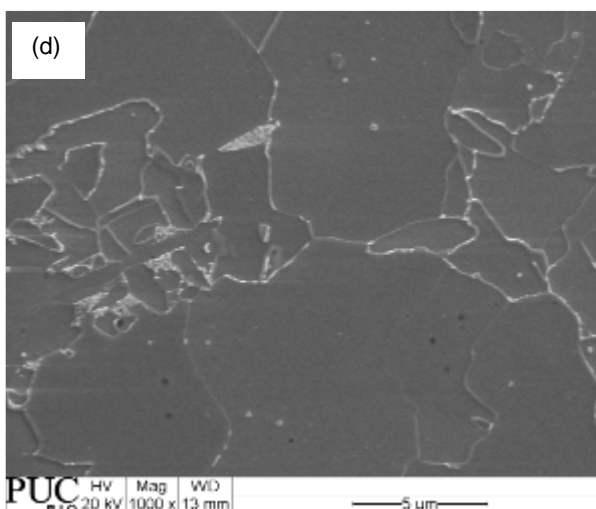
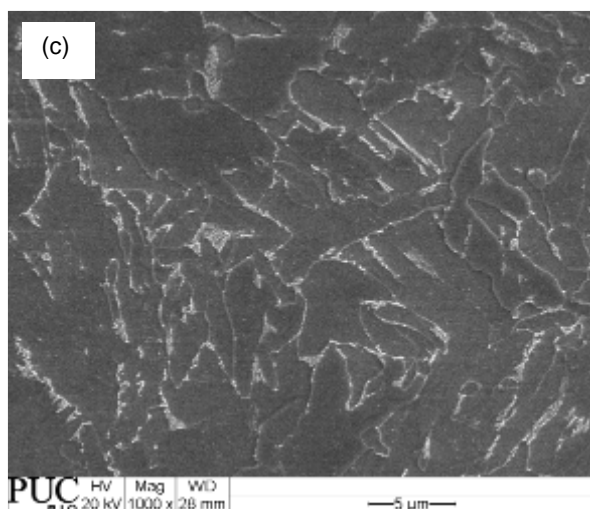
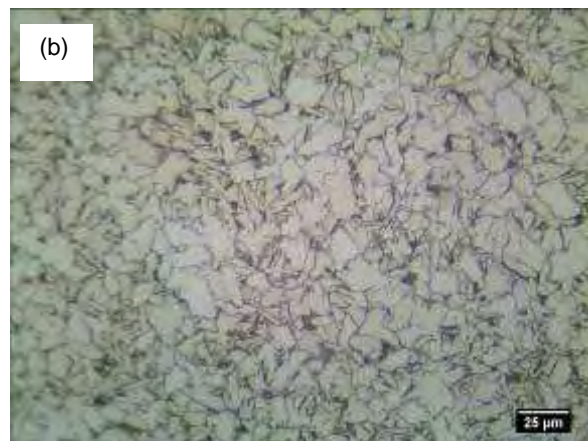


Figura 4.6: Microestruturas das regiões ZTAGG nas condições (CS) e (TT), respectivamente: (a) e (b) com ampliação de 400x, e (c) e (d) com ampliação de 1000X (MEV), ataque com Nital 2%.

Nas figuras 4.6 (a) e (b) observa-se que a microestrutura predominante, nas condições (CS) e (TT), consiste principalmente de ferrita poligonal e perlita, de granulação fina, e também de um significativo volume de ferrita acicular, e cementita esferoidizada. Com a utilização de elevada energia de soldagem, sempre existe uma expectativa de crescimento de grão na ZTA, principalmente na região da ZTAGG. No

entanto, observa-se que a elevada energia de soldagem (4,0 kJ/mm) não produziu efeitos significativos na morfologia da microestrutura e no tamanho de grão da ZTA relativamente ao metal base. Este fenómeno se explica pelos seguintes fatos: a) o ciclo termomecânico do processamento TMCP produz um grão austenítico de tamanho muito reduzido, uma de suas principais características, b) à sequência de passes da soldagem multipasses, e, c) à presença de titânio, o qual, conjuntamente com os elevados níveis de deformação do processamento TMCP, bloqueiam o crescimento do grão austenítico garantindo assim uma granulação fina mesmo utilizando-se elevadas energias de soldagem (LEE *et al.* (1991). Os resultados obtidos neste trabalho estão consistentes com as observações dos pesquisadores. Também estão consistentes com os trabalhos de Shiga (1994), Aihara e Okamoto (1990) que afirmam que, a introdução de partículas de segunda fase, como a inclusão de óxidos finos e estáveis, do tipo  $TiO_2$ , restringem efetivamente o crescimento do grão austenítico na ZTAGG e também podem agir como sítios de nucleação para a ferrita acicular; este efeito promove a transformação da austenita em produtos com microestruturas de granulação fina. Hrivnak (1995) e Bala *et al.* (1990) relatam que, a introdução de partículas de segunda fase, como carbonetos, nitretos, carbonitretos, e óxidos estáveis (principalmente de titânio e terras raras), restringem ou retardam o crescimento do grão austenítico, o que leva à formação de produtos de transformação de granulação fina. O aço utilizado neste trabalho possui 0,012Ti. Constata-se também que tamanho de grão desta região é maior que aquele do metal base em ambas as condições (CS) e (TT).

A figura 4.7 apresenta a posição e os espectros da análise semi-quantitativa usando-se espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS) das finas partículas dispersas na ZTA, na condição (TT), em caráter ilustrativo.

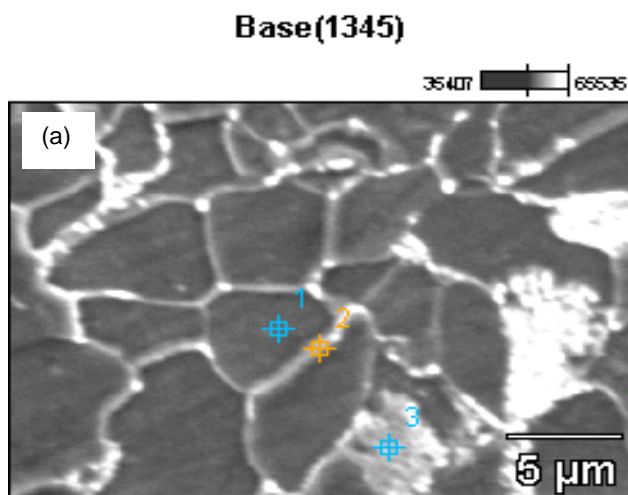


Image Name: Base(1345)

Accelerating Voltage: 20.0 kV

Magnification: 4500

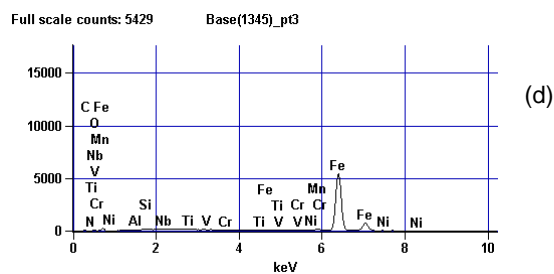
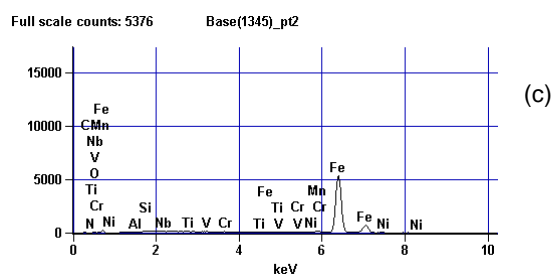
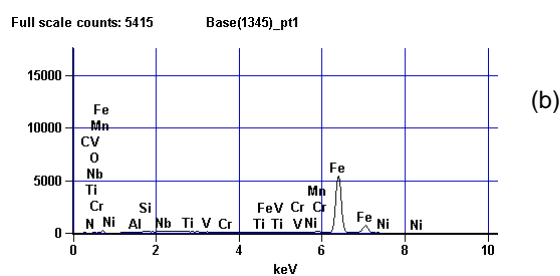


Figura 4.7 : Posição na microestrutura (a) e espectros (b), (c) e (d) da análise semi-quantitativa usando-se espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS) das finas partículas dispersas na ZTA, na condição (TT), em caráter ilustrativo.

A tabela 4.2 apresenta a análise química da análise semi-quantitativa usando-se espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS) das finas partículas dispersas na ZTA, na condição (TT), em caráter ilustrativo.

Tabela 4.2: Análise química da análise semi-quantitativa usando-se espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS) das finas partículas dispersas na ZTA, na condição (TT), em caráter ilustrativo.

	<i>C</i>	<i>N</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>	<i>Cr</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>	<i>Nb</i>
<i>Base(1262)_pt1</i>	1.53	0.76	0.42	0.14	0.24	0.00	0.07	0.01	1.58	95.03	0.14	0.09
<i>Base(1262)_pt2</i>	3.36	1.06	0.61	0.06	0.27	0.00	0.00	0.02	1.81	92.62	0.18	0.00
<i>Base(1262)_pt3</i>	1.84	0.82	0.34	0.05	0.24	0.00	0.00	0.03	1.86	94.67	0.00	0.16

A análise semi-quantitativa usando-se espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS) no metal base e nas regiões da ZTA, nas condições (CS) e (TT), foi realizada com o objetivo de identificar possíveis partículas de segunda fase não completamente caracterizadas pela microscopia óptica e MEV. Foram realizadas medições de composição química, principalmente dos elementos carbono, nitrogênio, nióbio, titânio e vanádio, nas regiões da ferrita, da perlita e nos contornos de grão. A comparação entre as análises químicas obtidas, por região (metal base e ZTA) e por condição de teste, (CS) e (TT), não apresentaram diferenças significativas a ponto de se supor a presença de carbonetos, nitretos e/ou carbonitretos relacionados aos elementos de liga acima mencionados.

O aço estudado apresenta 0,07C, 0,024Nb, 0,012Ti, 0,008V e 0,0052N. O balanço da composição química e o ciclo termomecânico do processamento TMCP são as causas da não ocorrência da precipitação de carbonetos e/ou carbonitretos relacionados a estes elementos de liga, em função de seus teores estarem abaixo de suas solubilidades máximas na microestrutura austenítica, na faixa de temperaturas que poderia ter ocorrido a precipitação. A ausência desses precipitados frágeis é benéfica para a dureza e tenacidade. Os aços TMCP são reconhecidamente adequados para a soldagem também com elevada energia de soldagem, ou seja, alta produtividade, aliada a rigorosos requisitos de tenacidade a baixas temperaturas.

## 4.2. ANÁLISE DOS RESULTADOS DO ENSAIO DE MICRODUREZA

O ensaio de microdureza HV 0,2 foi realizado com o objetivo de se avaliar a influência do TTAT na microdureza do metal base e da ZTA nas condições (CS) e (TT). O perfil de microdureza da HV 0,2 foi obtido ao longo de uma linha paralela e distante ~12 mm da superfície da face da solda.

A moderada dispersão dos resultados, a qual é inerente a este ensaio, deve ser levada em consideração nas análises.

A figura 4.8 e a tabela 4.8 apresentam os valores médios de microdureza HV0,2 obtidos no metal base e na ZTA nas condições (CS) e (TT).

### 4.2.1. Metal Base

A análise da figura 4.8 e tabela 4.3, constata que o TTAT reduziu ligeiramente as microdurezas HV 0,2 máxima e média do metal base, de 175/168 para 169/161 respectivamente, provavelmente devido ao fato do TTAT não ter promovido variações significativas em termos de tipo, volume, forma e distribuição de fases e tamanho de grão e existência de precipitados grosseiros na microestrutura e à variabilidade do ensaio. Resultados semelhantes foram obtidos por Morabito *et al.* (1993) para aço TMCP de composição química, Ceq, propriedades mecânicas e microestrutura similares, soldado com energia de soldagem similar. É importante notar que os reduzidos valores de microdureza obtidos podem ser atribuídos à microestrutura ferrítica e perlítica de granulação fina e à ausência de fases e precipitados duros e frágeis.

### 4.2.2. ZTA

A figura 4.8 apresenta os valores de microdureza HV0,2 obtidos no metal base e na ZTA nas condições (CS) e (TT).

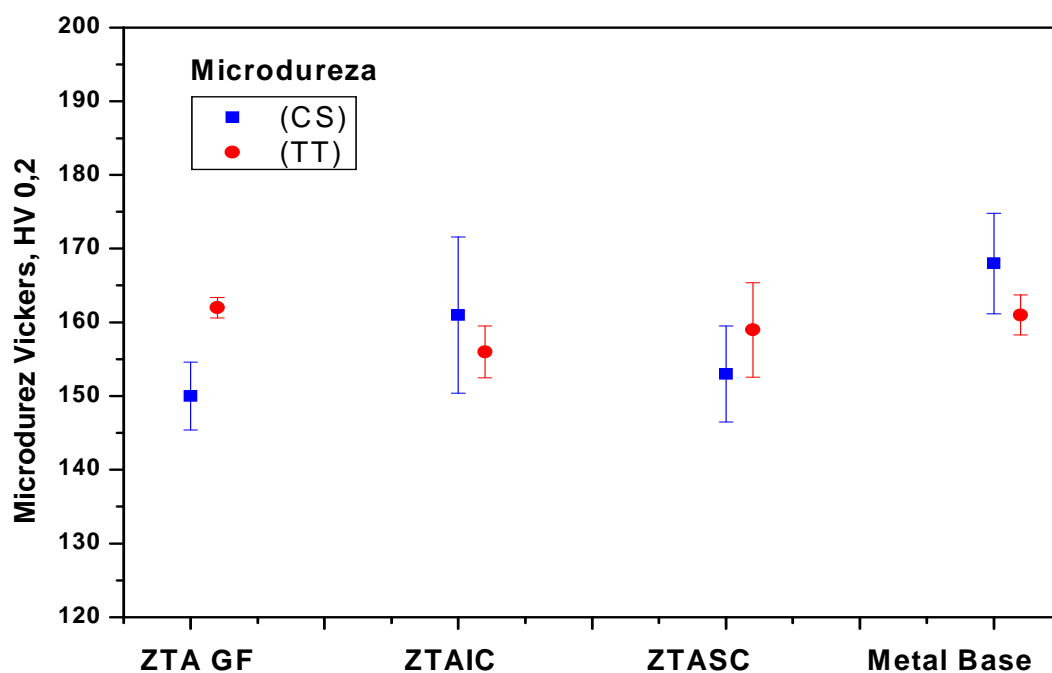


Figura 4.8: Valores de microdureza HV0,2 do metal base e ZTA nas condições (CS) e (TT).

A tabela 4.3 apresenta os valores de microdureza HV0,2 obtidos nas regiões da ZTA e no metal base nas condições (CS) e (TT).

Tabela 4.3: Valores de microdureza HV 0,2 das regiões da ZTA e do metal base.

	(CS)			(TT)		
	Faixa (HV0,2)	Média (HV0,2)	Desvio Padrão	Faixa (HV0,2)	Média (HV0,2)	Desvio Padrão
ZTAGG	-	-	-	-	-	-
ZTAGF	147-155	150	4,6	160-164	162	1,4
ZTAIC	160-162	161	10,6	153-158	156	3,5
ZTASC	149-156	153	6,5	152-164	159	6,4
MB	158-169	168	6,8	160-168	161	2,7

A medição de microdureza na região da ZTAGG não foi possível devido a sua extensão reduzida; no entanto os aspectos microestruturais são similares em relação às demais regiões.

A análise da figura 4.8 e da tabela 4.3 constata que o TTAT aumentou ligeiramente as microdurezas HV 0,2 médias da região da ZTAGF, de 150 para 162; na região da ZTAIC ocorreu ligeira redução da microdureza, de 161 para 156. Já para a região da ZTASC, o TTAT também aumentou ligeiramente as microdurezas máxima e média de 153 para 159, respectivamente. Estas variações são pouco significativas, e se devem provavelmente devido ao fato das microestruturas nas condições (CS) e (TT) também não terem apresentado variações significativas em termos de tipo, volume, forma e distribuição de fases, tamanho de grão e existência de precipitados grosseiros na microestrutura, e, também à variabilidade do ensaio. A microdureza máxima obtida na condição (CS) foi de 162 na região da ZTAIC enquanto que na condição (TT) foi de 164 nas regiões das ZTAGF e ZTASC; praticamente não existe variação para as duas condições. A dureza máxima na ZTA especificada pela norma API RP 2A-WSD (*Recommended Practice for Planning, Designing and Constructing Fixed Offshore Platforms-working Stress Design*) (2000) é de 325HV10 enquanto que na norma Petrobras N-1852 (Estruturas Oceânicas-Fabricação e Montagem de Unidades Fixas) (2006) é de 350HV5.

Constata-se que a elevada energia de soldagem (4,0 kJ/mm) não afetou significativamente a microdureza da ZTA relativamente ao metal base, o que é consistente com as microestruturas obtidas; também não ocorreram mudanças microestruturais significativas entre as condições (CS) e (TT). As causas deste fenômeno estão relacionadas à elevada energia da soldagem (ciclo térmico) e à técnica de multipasses; os passes subsequentes reaquecem, e normalizam ou revinem os passes anteriores e também a ZTA promovendo desta forma o refino de grão das regiões da ZTA. Também não foram observados precipitados duros e frágeis na microestrutura. Resultados semelhantes foram obtidos por Morabito *et al.* (1993) utilizando aço TMCP de composição química, Ceq, propriedades mecânicas e microestrutura similares, soldado com energia de soldagem similar, na condição (CS). É importante notar que os reduzidos valores de microdureza obtidos podem ser atribuídos à microestrutura ferrítica e perlítica de granulação fina e à ausência de fases e precipitados frágeis.

### 4.3. ANÁLISE DOS RESULTADOS DO ENSAIO DE TENACIDADE AO IMPACTO – CHARPY-V

O ensaio de *Charpy-V* foi realizado com o objetivo de se avaliar a influência do TTAT na tenacidade e no deslocamento da curva de transição da fratura dúctil-frágil para a ZTA e metal base nas condições (CS) e (TT).

O ensaio de *Charpy-V* pode ser utilizado como parâmetro para a previsão da tenacidade na região de transição, e, essencialmente, fornece uma medida de energia associada ao início e à propagação de uma trinca (GIANETTO *et al.*, 1997). No entanto, um melhor entendimento da variação da tenacidade de forma mais ampla (ao impacto e à fratura) na região dúctil-frágil é obtido com ensaios relacionados à mecânica da fratura (CTOD).

A elevada dispersão dos resultados, característica inerente a este ensaio, deve ser levada em consideração nas análises.

#### 4.3.1. Metal Base

A tabela 4.4 apresenta os resultados do ensaio de impacto Charpy-V para o metal base, nas condições (CS) e (TT).

Tabela 4.4: Resultados do ensaio de impacto Charpy-V para o metal base, nas condições (CS) e (TT).

Temperatura (°C)	(CS)		(TT)	
	Energia Absorvida (J)	Média(J)	Energia Absorvida (J)	Média (J)
- 60	295, 294, 294	294	211, 295, 294	267
- 70	294, 193, 29	172	241, 167, 34	147
- 80	199, 14, 16	67	10, 14, 25	16
- 90	14, 15, 34	21	10, 10, 12	11
- 100	13, 12, 17	14	9, 8, 8	8
- 110	8, 11, 10	10	7, 5	6
- 120	5, 6, 5	5	6, 6, 6	6
- 130	4, 4, 5	4	5, 5, 4	5

O resultado de um CP ensaiado à  $-110^{\circ}\text{C}$  foi desconsiderado devido a problemas dimensionais.

A figura 4.9 apresenta as curvas de variação das energias do ensaio de impacto Charpy-V com a temperatura para o metal base nas condições (CS) e (TT).

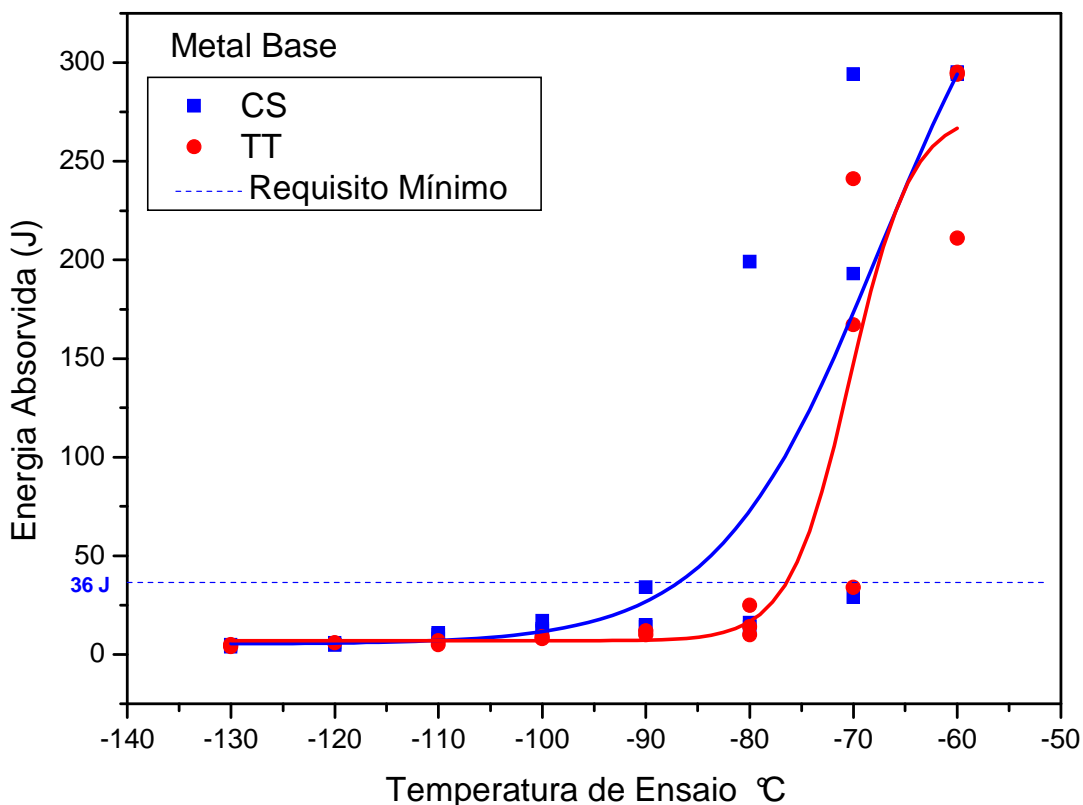


Figura 4.9: Curvas de variação das energias de impacto-Charpy-V x Temperatura para o metal base nas condições (CS) e (TT).

A análise da figura 4.9 constata que os valores de  $-87^{\circ}\text{C}$  e  $-77^{\circ}\text{C}$  nas condições (CS) e (TT), respectivamente, indicam as temperaturas aproximadas de transição da fratura dúctil-frágil, considerando-se o critério da energia absorvida mínima de 36J, conforme as normas API RP 2A-WSD (2000) e Petrobras N 1678 (Estruturas Oceânicas-Aço) (2006), as quais são adotadas na qualificação de procedimentos de soldagem para estruturas *off-shore* para a costa brasileira; evidentemente a temperatura de transição considerada é a maior, ou seja, em torno de  $-77^{\circ}\text{C}$ .

O TTAT também não afetou significativamente o deslocamento da curva de transição dúctil-frágil para a direita ou esquerda; as curvas das condições (CS) e (TT) são similares.

A análise da tabela 4.4 e da figura 4.9 também constata que o TTAT não afetou significativamente a tenacidade do metal base. Em temperaturas superiores à de transição, a média das energias na condição (CS) foi de 233 J enquanto que na condição (TT) foi de 207 J, ou seja, uma variação de 11,2 % a menor. Estes resultados estão consistentes com o fato das microestruturas nas condições (CS) e (TT) não terem apresentado variações significativas na morfologia e existência de precipitados grosseiros; e, também com os valores de microdureza HV0,2. Resultados semelhantes foram obtidos por Tsay *et al.* (1999), para aços TMCP de Ceq, propriedades mecânicas e microestrutura similares, soldado com energia de soldagem similar. É importante notar que as elevadas energias de Charpy-V obtidas podem ser atribuídas à microestrutura ferrítica e perlítica de granulação fina e à ausência de fases e precipitados duros e frágeis.

#### **4.3.2. ZTA**

O entalhe dos CP's abrange todas as regiões da ZTA, característica inerente à soldagem multipasses, devido à geometria e seqüência de soldagem dos passes; somente por meio de simulação térmica de uma ZTA consegue-se ensaiar as regiões individualmente.

A tabela 4.5 apresenta os resultados do ensaio de impacto Charpy-V para o ZTA, nas condições (CS) e (TT).

Tabela 4.5: Resultados do ensaio de impacto Charpy-V para a ZTA, nas condições (CS) e (TT).

Temperatura (°C)	(CS)		(TT)	
	Energia Absorvida (J)	Média(J)	Energia Absorvida (J)	Média(J)
- 80	294, 294, 278	289	294, 294, 294	294
- 100	294, 294, 276	288	294, 294	294
- 110	284, 84, 263	210	269, 201, 17	162
- 120	13, 15, 17	15	4, 5, 5	5
- 130	11, 9	7	22, 13, 15	17

O resultado de dois CP's ensaiados à -100°C e -130°C foram desconsiderados devido a problemas dimensionais.

A figura 4.10 apresenta as curvas de variação das energias do ensaio de impacto Charpy-V com a temperatura para a ZTA, nas condições (CS) e (TT).

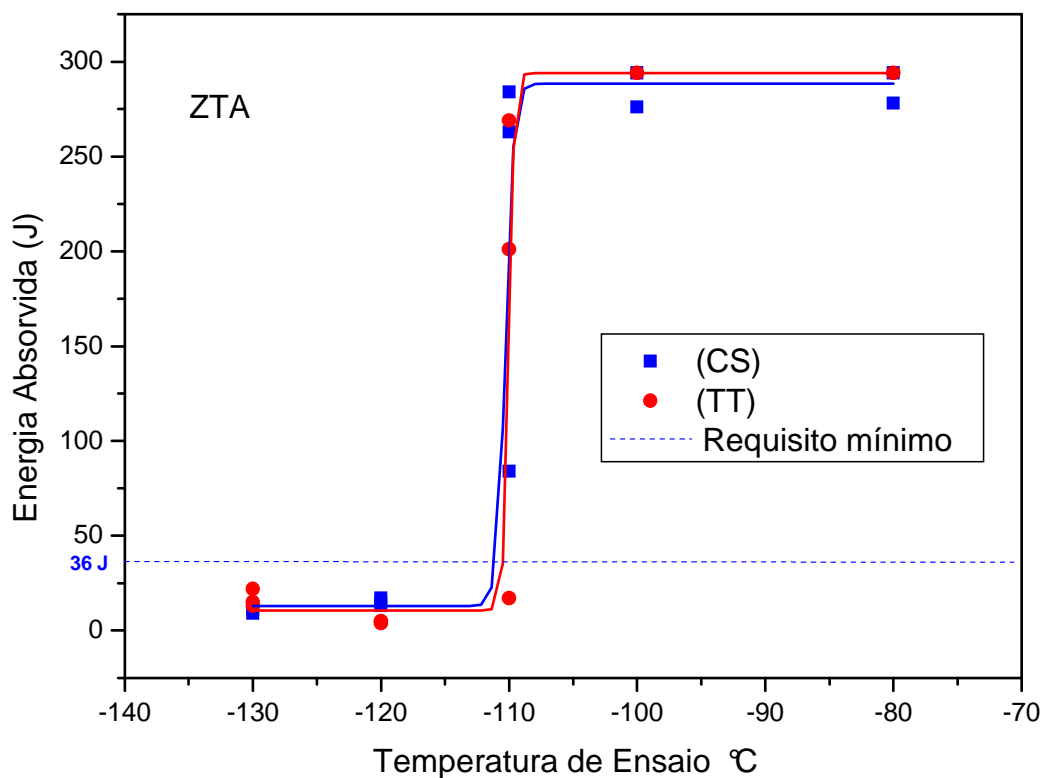


Figura 4.10: Curvas de variação das energias de impacto-Charpy-V x Temperatura para a ZTA nas condições (CS) e (TT).

A análise da figura 4.10 constata que os valores aproximados de  $-112\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $-111\text{ }^{\circ}\text{C}$  nas condições (CS) e (TT), respectivamente, indicam as temperaturas aproximadas de transição da fratura dúctil-frágil, considerando-se o critério da energia absorvida mínima de 36J, conforme as normas API RP 2A-WSD (2000) e Petrobras N 1678 (2006), as quais são adotadas na qualificação de procedimentos de soldagem para estruturas *off-shore* para a costa brasileira; evidentemente a temperatura de transição considerada é a maior, ou seja, em torno de  $-111\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

O TTAT também não afetou significativamente o deslocamento da curva de transição dúctil-frágil para a direita ou esquerda; as curvas das condições (CS) e (TT) são similares.

A análise da tabela 4.5 e da figura 4.10 constata também que o TTAT não afetou significativamente a tenacidade da ZTA. Em temperaturas superiores à de transição, a média das energias na condição (CS) foi de 288 J enquanto que na condição (TT) foi de 294 J, ou seja, uma variação de 2,1 % a maior. Estes resultados estão consistentes com o fato das microestruturas nas condições (CS) e (TT) não terem apresentado variações significativas em termos de tipo, volume, forma, distribuição de fases, tamanho de grão e existência de precipitados grosseiros, e também com os valores de microdureza HV 0,2. Lee *et al.* (1991) utilizando aço TMCP de composição química, Ceq, propriedades mecânicas e microestruturas similares, soldado com energia de soldagem similar, na condição (CS), constataram que a tenacidade na ZTAGG foi maior que na ZTAIC, a qual apresentou o microconstituente M-A e martensita geminada, numa faixa de temperaturas de  $-10$  a  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ , e que a tenacidade do metal base foi similar à tenacidade das regiões ZTAGG e ZTASC na faixa de temperaturas de  $-50$  a  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Referente ao microconstituente M-A, De Meester (1997) relata que, a redução do nível de elementos de liga que promovem a sua formação na ZTAIC é outra maneira eficiente de melhoria da tenacidade; esta tendência é maior para os seguintes elementos, em ordem decrescente, boro, nitrogênio e carbono, seguidos pelos elementos de liga formadores de carbonetos: nióbio, vanádio, molibdênio e cromo. O efeito do manganês é menos significativo; também reduções no silício, alumínio e fósforo facilitam a decomposição do microconstituente M-A. Hrivnak

(1995) afirma que, as variações na tenacidade da ZTA sempre correspondem a mudanças microestruturais, independente da resistência mecânica do aço.

Observa-se que a elevada energia de soldagem (4,0 kJ/mm) não produziu efeitos significativos na tenacidade da ZTA nas condições (CS) e (TT) relativamente ao metal base, o que é consistente com as microestruturas obtidas, pois não ocorreram mudanças microestruturais significativas entre as condições (CS) e (TT). As causas deste fenômeno estão relacionadas ao ciclo térmico e à técnica de soldagem multipasses; os passes subsequentes reaquecem, e normalizam ou revinem os passes anteriores e também a ZTA promovendo desta forma o refino de grão. Resultados semelhantes foram obtidos por Kubo *et al.* (1994), Gianetto *et al.* (1997) e Tsay *et al.* (1999) para aços TMCP de composição química,  $C_{eq}$ , propriedades mecânicas e microestruturas similares, soldado com energia de soldagem similar. É importante notar que as elevadas energias obtidas no ensaio de impacto podem ser atribuídas à microestrutura ferrítica perlítica de granulação fina e à ausência de fases e precipitados duros e frágeis; a introdução de partículas de segunda fase, como carbonetos, nitretos, carbonitretos, e óxido estáveis (principalmente de titânio e terras raras) restringem ou retardam o crescimento do grão austenítico, o que leva à formação de produtos de transformação de granulação fina e funcionam como sítios de nucleação para a ferrita acicular na ZTAGG conforme Shiga (1994), Aihara e Okamoto (1990). Neste trabalho, os efeitos da presença de 0,012Ti no aço e do ciclo termomecânico do processamento TMCP foram os fatores que garantiram a granulação fina na ZTA e a excelente tenacidade a baixas temperaturas, mesmo utilizando-se uma elevada energia de soldagem (4,0 kJ/mm); estes resultados estão consistentes com as observações dos pesquisadores.

Ainda, neste trabalho não foi possível se avaliar a tenacidade das regiões da ZTA, em separado, devido ao procedimento de soldagem multipasses, que faz que o entalhe englobe várias regiões. Contudo, considerando-se os resultados de microdureza, de Charpy-V e as análises microestruturais óptica e por MEV, as quais não revelaram a presença de fases e/ou precipitados frágeis, é aceitável afirmar que não se pode comprovar a existência das LBZ's na ZTA. Em caráter informativo, Lee *et al.* (1991) trabalharam com um aço TMCP de  $C_{eq}$  e propriedades mecânicas

similares, utilizando uma energia de soldagem de 5,0 kJ/mm na simulação térmica da ZTA, constataram que a ZTAIC foi à região que apresentou a menor energia de *Charpy-V* ao longo da faixa de temperaturas de teste, o que evidenciou ser esta a LBZ. A mesma apresentou significativo volume de martensita com elevada densidade de discordâncias e bainita superior, quando examinada metalograficamente pelo MET (microscópio eletrônico de transmissão). Um volume relativamente pequeno de martensita germinada também pôde ser observado.

#### 4.4 ANÁLISE DOS RESULTADOS DO ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA – CTOD

O ensaio de CTOD foi realizado com o objetivo de se avaliar a influência do TTAT na tenacidade à fratura do metal base e da ZTA na temperatura de -20°C. Esta temperatura está de acordo as normas API RP 2A-WSD (2000) e Petrobras N 1678 (Estruturas Oceânicas-Aço) (2006), as quais são adotadas na qualificação de procedimentos de soldagem para estruturas *off-shore* para a costa brasileira.

O ensaio de CTOD é mais sensível que o ensaio de *Charpy-V*, pois seu resultado depende diretamente do comportamento mecânico relacionado à microestrutura da região a frente da trinca; é um ensaio mais sensível para se detectar variações microestruturais, pois a microestrutura na ponta do entalhe controla o início da fratura. (GIANETTO *et al.* (1997), LEE *et al.* (1991) e BALA *et al.* (1990)).

##### 4.4.1 Metal Base

A tabela 4.6 apresenta os resultados do ensaio de CTOD para o metal base na temperatura de -20 °C, nas condições (CS) e (TT).

Tabela 4.6 – Resultados do ensaio de CTOD para o metal base na temperatura de -20°C nas condições (CS) e (TT).

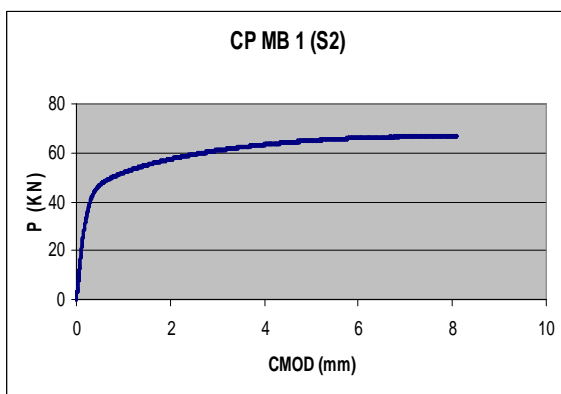
	a / W	$\sigma_e$ (MPa)	CTOD (mm)			Tipo CTOD
			Valores (mm)	Média (mm)	Desvio Padrão	
MB (CS)	0,525	406	1,96	1,99	0,03	$\delta_m$
	0,515		1,99			
	0,524		2,02			
MB (TT)	0,534	407	2,05	2,10	0,05	$\delta_m$
	0,549		2,13			
	0,531		2,13			

A análise da tabela 4.6 constata que o TTAT não afetou significativamente a tenacidade do metal base. Na condição (CS), a média dos resultados foi de 1,99 mm enquanto que na condição (TT) foi de 2,10 mm, ou seja, uma variação de 5,5% a maior. Estes resultados estão consistentes com o fato das microestruturas nas condições (CS) e (TT) não terem apresentado variações significativas na morfologia e existência de precipitados grosseiros. Também estão consistentes com os resultados de microdureza HV0,2 e Charpy-V obtidos nas condições (CS) e (TT). Pode-se afirmar que o TTAT não afetou significativamente a tenacidade à fratura, mesmo tendo reduzido o nível de tensões residuais decorrentes da soldagem. Estes resultados estão consistente com aqueles obtidos por Tsay *et al.* (1999) e Lee *et al.* (1991) que trabalharam com aços TMCP' de composição química,  $C_{eq}$ , propriedades mecânicas e microestruturas similares, soldado com energia de soldagem similar. Lee *et al.* (1991) utilizando aço TMCP de composição química,  $C_{eq}$ , propriedades mecânicas e microestruturas similares, soldado com energia de soldagem similar, obtiveram resultados em torno de 1,50 mm, em CP's ensaiados a -20°C, na condição (CS). Bala *et al.* (1990) utilizando aço TMCP de composição química,  $C_{eq}$ , propriedades mecânicas e microestruturas similares, soldado com energia de soldagem similar, relatam que, normalmente o CTOD na condição (CS) é ligeiramente maior que na condição (TT). Lee *et al.* (1991) relatam que, a granulação fina e a elevada densidade das discordâncias, característica dos aços TMCP, funcionam como barreiras à

propagação da trinca, o que promove melhoria significativa na tenacidade à fratura; o CTOD no metal base é normalmente maior que na ZTA.

As figuras 4.11 (a) e (b) apresentam as curvas de variação da carga X CMOD (comprimento da abertura da trinca) para o metal base, nas condições (CS) e (TT), em caráter ilustrativo.

a) **Condição (CS)**



b) **Condição (TT)**

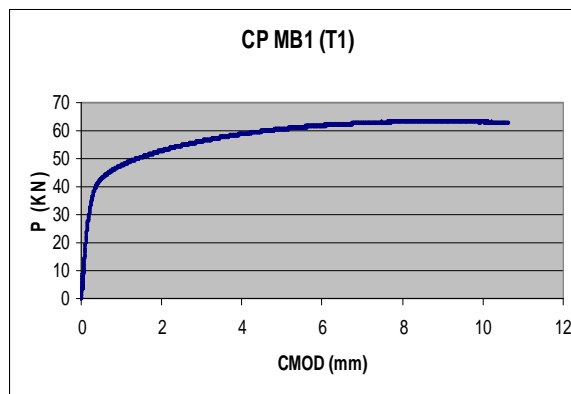


Figura 4.11 : Curvas de variação da carga X CMOD para o metal base, nas condições (a) (CS), e (b) (TT).

A análise da curva da figura 4.11 constata a evidência de uma grande região de propagação estável da trinca, ou seja, deformação plástica, antes do atingimento da carga máxima, o que sugere uma condição de elevada tenacidade nas duas condições.

A característica das curvas está consistente, num estado plano de tensões, com as microestruturas dúcteis de granulação fina da ponta do entalhe; as curvas nas condições (CS) e (TT) são similares.

#### 4.4.2 ZTA

O entalhe dos CP's abrange todas as regiões da ZTA e parte do metal de solda, característica inerente à soldagem multipasses, devido à geometria e seqüência de soldagem dos passes.

Os CP's utilizados neste trabalho apresentam o plano da trinca na orientação de melhor condição de tenacidade, ou seja, L-T.

A tabela 4.7 apresenta os resultados do ensaio de CTOD para a ZTA na temperatura de -20°C, nas condições (CS) e (TT).

Tabela 4.7 – Resultados do ensaio de CTOD para a ZTA na temperatura de -20°C, nas condições (CS) e (TT).

	a / W	$\sigma_e$ (MPa)	CTOD (mm)			Tipo CTOD
			Valor (mm)	Média (mm)	Desvio Padrão	
ZTA (CS)	0,513	406	0,11	0,16	0,08	$\Delta c$
	0,513		0,25			
	0,512		0,13			
ZTA (TT)	0,514	407	0,85	1,08	1,06	$\Delta c$
	0,513		2,24			
	0,518		0,17			

A análise da tabela 4.7 constata uma diferença significativa entre as tenacidades nas condições (CS) e (TT); a média dos resultados foi de 0,16 mm na condição (CS) enquanto que na condição (TT) foi de 1,08 mm. A chapa-teste, de 40 mm de espessura, foi soldada travada na bancada de testes, numa condição de elevado nível de restrição à deformação, o que elevou significativamente o nível de tensões residuais decorrentes da soldagem. Analisando o resultado do ensaio de microdureza observa-se que não ocorreram variações significativas entre o metal base e a ZTA, em ambas as condições (CS) e (TT).

No entanto, a diferença do CTOD da condição (CS) para a condição (TT) é muito significativa e sómente o efeito do TTAT não é suficiente para explicar este fato.

A superfície fraturada dos CP's foi polida metalograficamente e atacada com o reagente saspá-nansa (solução de ácido pícrico e detergente), de acordo com o procedimento da norma BS 7448 Part 2, com a finalidade de verificar a localização da ponta da trinca em relação à ZTA e ao metal de solda. A figura 4.12 apresenta a macrografia da superfície fraturada de dois CP's que apresentaram baixo e elevado resultados de CTOD, respectivamente, evidenciando a ZTA e o metal de solda.

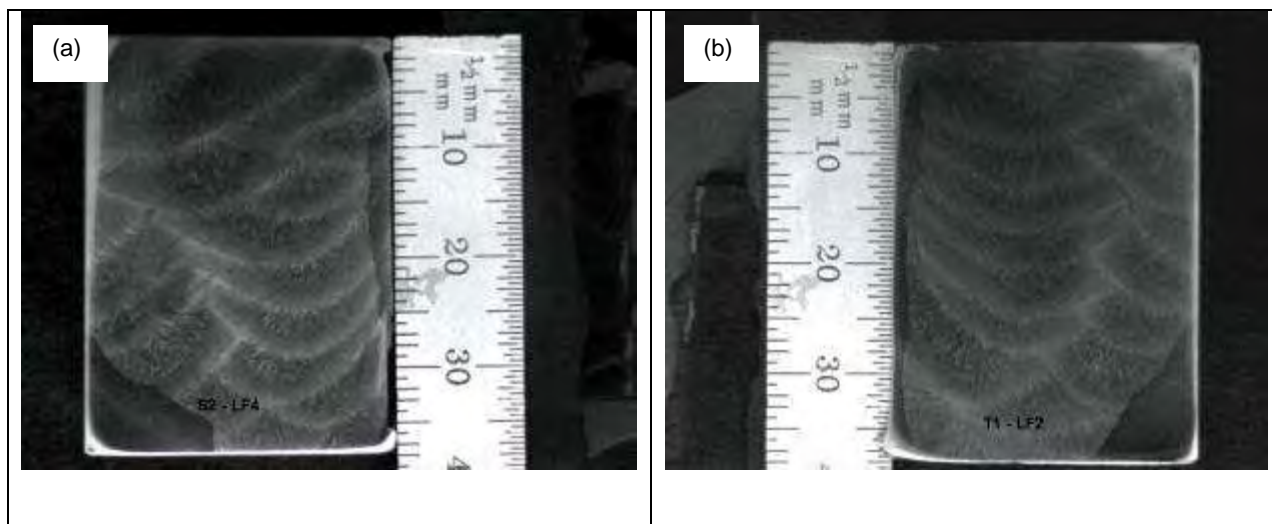


Figura 4.12 : Macrografia da superfície fraturada de dois CP's que apresentaram (a) de baixo resultado de CTOD e (b) elevado resultado de CTOD.

De acordo com a análise da figura 4.12, constata-se que  $\sim 40\%$  da extensão da trinca está localizada no metal de solda para o CP que apresentou baixo resultado de CTOD (0,25 mm). Para o CP que apresentou elevado valor de CTOD (2,24 mm) a proporção é de  $\sim 7\%$  de metal de solda. O metal de solda apresenta tenacidade ao impacto, Charpy-V, de  $\sim 60$  J a  $-30^{\circ}\text{C}$  conforme informações do fornecedor, o mesmo não informou os resultados de CTOD. No entanto, comparando-se estes resultados de Charpy-V com os obtidos na ZTA ( $\sim 280$  J a  $-100^{\circ}\text{C}$ ) pode-se pressupor que o CTOD do metal de solda seria significativamente reduzido. Não consideramos a tenacidade na escolha do metal de solda, mas somente a aplicabilidade operacional ao processo SAW-Tanden com elevada energia de soldagem.

Assim pode-se afirmar que a causa determinante dos reduzidos resultados de CTOD obtidos na condição (CS) e também em um CP na condição (TT), foi a presença de um considerável volume de metal de solda (de baixa tenacidade) ao longo da pré-trinca de fadiga. Assim, devido ao fato da ponta da pré-trinca não estar localizada totalmente na ZTA, o ensaio não foi validado conforme os critérios da norma BS 7448 Part 2, e deste modo não foi possível avaliar a tenacidade à fratura da mesma, em ambas as condições (CS) e (TT).

As figuras 4.13 (a) e (b) apresentam as curvas de variação da carga X CMOD para a ZTA nas condições (CS) e (TT), em caráter ilustrativo.

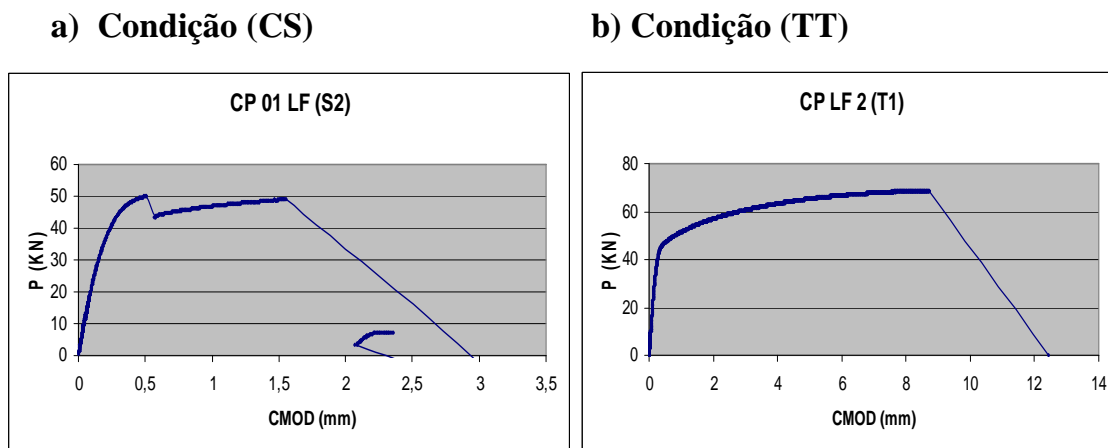


Figura 4.13 : Curvas de variação da carga X CMOD para a ZTA nas condições (a) (CS), e (b) (TT).

A análise da curva da figura 4.13 (a) constata a evidência de uma pequena região de propagação estável da trinca, ou seja, deformação plástica, antes da fratura, o que sugere uma condição de baixa tenacidade; a ocorrência de pop-in no início da propagação estável da trinca sugere a presença de microestruturas frágeis na região próxima à ponta da trinca, heterogeneidade microestrutural, o que está consistente com a microestrutura de baixa tenacidade (metal de solda) presente.

A característica das curvas, nas condições (CS) e (TT), num estado plano de tensões, está consistente com os fatores expostos anteriormente.

## 5. CONCLUSÕES

Os resultados das análises microestruturais óptica e por MEV-EDS, e dos ensaios de microdureza, Charpy-V e CTOD constatam que o TTAT associado à elevada energia de soldagem de 4,0 kJ/mm, na soldagem multipasses, não afetou significativamente a microdureza e as tenacidades ao impacto e à fratura do metal base e da ZTA, em ambas as condições (CS) e (TT).

Os reduzidos resultados de CTOD na ZTA podem ser atribuídos à presença de relevante volume de metal de solda, de baixa tenacidade, ao longo da pré-trinca de fadiga. Assim, devido ao fato da ponta da pré-trinca não estar localizada totalmente na ZTA, não foi possível avaliar a tenacidade à fratura da mesma, em ambas as condições (CS) e (TT).

Os resultados mecânicos obtidos estão consistentes, com os resultados da análise microestrutural realizada pelas microscopias ópticas e por MEV-EDS que não revelaram variações microestruturais significativas em termos de tipo, volume, forma, distribuição de fases, tamanho de grão e existência de precipitados grosseiros. E, também estão consistentes com os trabalhos analisados para aços TMCP de composição química, Ceq, propriedades mecânicas e microestrutura similares, soldado com energia de soldagem similar.

As características do ciclo termomecânico do processamento TMCP (endurecimento por refino de grão e por aumento na densidade de discordâncias) foram as causas determinantes para a obtenção dos bons resultados de tenacidade no metal base e na ZTA, em condições de TTAT associado à elevada energia de soldagem. A elevada energia de soldagem promove aumento na produtividade da operação.

## **6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

A extensão da ZTA é fator relevante na tenacidade, conforme já mencionado anteriormente. Levando-se em consideração que a extensão da ZTA no processo SAW convencional é maior que no processo SAW-Tanden, devido à sua taxa de resfriamento ser menor, seria interessante continuar o presente estudo utilizando-se o processo SAW convencional, mesmo que este seja menos produtivo que o SAW-Tanden, porém ainda muito utilizado no Brasil.

## REFERÊNCIAS

- AIHARA, S., OKAMOTO, K., Influence of local brittle zone on toughness of TMCP steels, **WRC Bulletin**, n° 373, p. 33-44, 1990.
- API 2W, Specification for Steel Plates for Offshore Structures, Produced by Thermo-Mechanical Control Processing (TMCP), 1999.
- API RP 2A-WSD, Recommended Practice for Planning, Designing and Constructing Fixed Offshore Platforms-working Stress Design, 2000.
- ASTM A20, Standard Specification for General Requirements for Steel Plates for Pressure Vessels, 2003.
- ASTM A841, Standard Specification for Steel Plates for Pressure Vessels, Produced by Thermo-Mechanical Control Process (TMCP), 2003a.
- AWS D1.1, Structural Welding Code-Steel, 17<sup>th</sup> Edition, 2004.
- BALA, S. *et al.*, Evaluation of HAZ toughness of steels for arctic applications, **Proceeding of the Ninth International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering**, v. III, part B, 1990.
- BLAUDEL, J., BURGET, W., Influence of PWHT on fracture toughness in welding procedure qualification and component welds, **Stress Relieving Heat Treated Welded Steel Construction**, p.p. 70-90, 1987.
- BS
- COOLINS, L. *et al.*, Accelerated cooling of steel, **The Metallurgical Society/AIME**, pp. 261-282, 1986.
- DE ARDO, A. J., Modern thermomechanical processing of microalloyed steel: A physical metallurgy perspective, **ISS Proceeding of the International Conference Microalloying 95**, Pittsburg, Pennsylvania, p.p. 15-13, 1995.
- DE MEESTER, B., The weldability of modern structural TMCP steels, **ISIJ International** 37 (6), p.p. 537-551, 1997.

- DEVILLERS, L. *et al.*, An Approach for predicting microstructure and toughness properties in HAZs of multipass welds of structural steels, **Doc. IIW IX-1672**, 1992.
- FAIRCHILD, D. P. *et al.*, A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels, **Welding Research Supplement-AWS and WRC**, p. 321-329, 1991.
- GIANETTO, J. A. *et al.*, HAZ toughness of a TMCP steel designed for low-temperature applications, **Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering**, v. 119, p. 138-144, 1997.
- GUIMARÃES, V. A., Determinação da temperatura de referencia  $T_0$  da curva mestra na região de transição dúctil-frágil de aços ARBL, Tese (Livre Docência), **UNESP-FEG**, 2006.
- HOSKINS, S. J., The weldability of TMCP microalloyed structural steel, Tese (mestrado), **University of Alberta**, Canadá, 2002.
- HRIVNAK, I., Weldability of modern steel materials, **ISIJ International**, v. 35, p. 1148-1156, 1995.
- JIN, S., Softening in HAZ of controlled rolled steel, **Conference JOM 4**, Denmark, p.p. 53-57, 1989.
- KUBO, T. *et al.*, A 100mm thick API 2W GR. 60 steel plate produced by TMCP and its applicability to offshore structures, **Materials Engineering ASME**, v. III, p. 307-314, 1994.
- LANGLEY, D. J., SMITH D. C., Development of TMCP higher strength structural plate, **Proceeding of Materials 98, CIM**, p.p. 159-165, 1998.
- LEE, S. *et al.*, Correlations of microstructure and fracture properties in weld HAZs of TMCP steels, **Metallurgical Transactions A**, v. 23A, p. 2803-2816, 1992.
- LEGGATT, R., Relaxation of residual stress during PWHT of submerged arc-welds in C-Mn-Nb-Al steel, **Stress Relieving Heat Treated Welded Steel Construction**, p.p. 247-256, 1987.
- LIN, M. *et al.*, Some fundamentals for accelerated cooling of plate products, **International Symposium on Steel for Fabricated Structures, ASM International**, p.p. 95-103, 1999.

- MORABITO, D. *et al.*, Toughness of welded TMCP steel joints in overmatching conditions, **Materials Engineering ASME**, v. III, p. 597-601, 1993.
- NAKAMURA, M. *et al.*, Correlations between microstructure and mechanical properties during PWHT of TMCP steel weld HAZ, **Welding International**, v. 10(8), p. 15-21, 1996.
- Petrobras**, N-1678, Estruturas Oceânicas - Aço, 2006.
- Petrobras**, N-1852, Estruturas Oceânicas - Fabricação e Montagem de Unidades Fixas, 2006.
- OHNO, Y. *et al.*, Development of low-temperature steel for welding with high heat input, **Nippon Steel Tech. Report**, n° 36, p. 49-59, 1988.
- PORTER, D. *et al.*, Performance of TMCP steel with respect to mechanical properties after cold forming and post-forming heat treatment, **Materials and Structural Integrity, VIT Industrial Systems**, Finland, 2004.
- SHIGA, C., Application of TMCP to high strength steels with excellent weld properties, **Doc. IIW-1446**, 1994.
- SHIN, Y. T. *et al.*, Fracture characteristics of TMCP and QT steels weldments with respect to crack length, **Materials Science and Engineering A 434**, p. 365-371, 2006.
- SHU-RUI, L. *et al.*, Study on the 610 MPa grade steel for high heat input weld applications, **Tecnology Centre of Wisco, China**, 1999.
- TANAKA, T., Science and technology of hot rolling process of steel, **ISS Proceeding of the International Conference Microalloying 95**, Pennsylvania, p.p. 165-181, 1995.
- TANIGAWA, O. *et al.*, 420 MPa and 500 MPa yield strength steel plates with high HAZ toughness produced by TMCP for offshore structures, **Kawasaki Steel Tech. Report**, n°29, p. 54-63, 1993.
- TOYODA, M. *et al.*, Fracture toughness measurement for fracture performance evaluation of weldments – Significance of shallow notch CTOD test, **Quarterly Journal of the Japan Welding Society**, p. 454-460, 1993.
- TSAY, L. *et al.*, Microstructures and fatigue crack growth of EH 36 TMCP steel weldments, **International Journal of Fatigue**, p. 857-864, 1999.

- WAKANO, N. *et al.*, A new raw materials application performance of TMCP steel welds, **Japan Weld Society**, v. 55(6), p. 349-353, 1986.
- WANG, S., CHIU, F., The establishment of TMCP process in the plate mill of CSC, **China Steel Tech. Report**, n° 9, p. 1-13, 1995.
- WATANABE, I. *et al.*, Weld HAZ toughness and line heated properties of TMCP steel, **Nippon Kokan Tech. Report**, n° 7, p. 47-52, 1986.
- YURIOKA, N., TMCP steels and their welding, **Weld in the World**, v. 35 (6), p. 375-390, 1996.