EMERSON ANDRE PINTO BENTO

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E NA MICROESTRUTURA DE UM TUBO DA LIGA ASTM A 335 P91 (9Cr1Mo)**

Dissertação apresentada a Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como requisito para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia e Ciências dos Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e
Aplicação de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cassius Olívio Figueiredo Terra Ruchert

Versão Corrigida

**SÃO CARLOS
2015**

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

478i Bento, Emerson Andre Pinto
Influencia dos parâmetros de tratamento térmico
pós-soldagem nas propriedades mecânicas e
microestruturas de um tubo de aço astm a 335 p91 /
Emerson Andre Pinto Bento; orientador Prof. Cassius
Olívio Figueiredo Terra Ruchert . São Carlos, 2014.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação
em Ciências e Engenharia de Materiais e Área de
Concentração em Desenvolvimento Caracterização e
Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São
Carlos da Universidade de São Paulo, 2014.

1. Liga de aço CrMo, . 2. Tenacidade a fratura . 3.
CTOD. 4. Soldagem, . 5. Análise fractográfica.. I.
Título.

*Dedico este trabalho ao meu filho
Guilherme e a minha esposa
Fabiana.*

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **EMERSON ANDRÉ PINTO BENTO**.

Título da dissertação: "Influência dos parâmetros de tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e na microestrutura de um tubo da liga ASTM A 335 P91 (9Cr1Mo)".

Data da defesa: 06/02/2015

Comissão Julgadora:

Resultado:

Prof. Associado **Cassius Olívio Figueiredo Terra Ruchert**
(Orientador)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Associado **Enio Pontes de Deus**
(Universidade Federal do Ceará/UFC)

APROVADO

Prof. Dr. **Maurício Angeloni**
(Faculdade de Tecnologia de Sertãozinho/FATEC)

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:
Prof. Associado **Antonio José Felix de Carvalho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Associado **Paulo César Lima Segantine**

AGRADECIMENTOS

À Deus pela oportunidade de realizar este trabalho, aos meus Pais, a minha esposa Fabiana e meu filho Guilherme pelo apoio, confiança, paciência. Ao meu orientador, Prof. Dr. Cassius Olívio Figueiredo Terra Ruchert, pelos ensinamentos, confiança, disposição constante em me orientar e esclarecer e principalmente pela amizade desenvolvida ao longo dos últimos três anos. Aos Professores Dr. Dirceu Spinelli e Dr. Waldek Wladimir Bose Filho pela ajuda precisa e constante incentivo.

À Doutoranda Carla Maciel por todo auxílio e esclarecimento prestado e pela ajuda no direcionamento da linha de pesquisa, ao aluno de iniciação científica Alexandre Lourenção bem como todos os demais alunos ligados ao departamento de Ciência e Engenharia de Materiais, pela ajuda na realização dos ensaios, ao técnico de laboratório Douglas Bom, pela ajuda nos trabalhos experimentais.

À empresa Hpb Sistemas de Energia, pelo apoio incondicional e incentivo sem os quais não seria possível a realização deste trabalho, ao amigo Antonio Claret de Bonifácio que me inspirou a buscar conhecimento e a aplicá-lo no dia a dia, ao amigo e companheiro de trabalho Luan Matsuo, pelo suporte prestado ao departamento quando as atividades de pesquisa exigiam minha ausência no trabalho.

À empresa Qualyservice, representada pelo Sr. Johnny Pereira, pela preparação das amostras e corpos de prova. Ao amigo Cleber Fortes pela disposição em ajudar constantemente, e pelo conhecimento compartilhado. Ao Amigo Leandro Pacheco pelo apoio e incentivo na realização das pesquisas.

*“Algo só é impossível até que alguém
duvide e acabe provando o contrário.”*

(Albert Einstein)

RESUMO

BENTO, E. A. P. **Influência dos parâmetros de tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e na microestrutura de um tubo da liga ASTM A 335 Gr P91 (9Cr1Mo).** Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil.

A importância das indústrias de cana-de-açúcar no cenário nacional cresce exponencialmente, desde sua origem. Porém nas últimas três décadas este tipo de indústria deixou de ser tipicamente familiar e passou a produzir em grande escala açúcar, etanol, produtos químicos derivados, levedura e planta de CO₂ (para indústria de bebida e ou alimentos), além da venda do excedente da energia que é gerada na própria indústria. Um dos principais equipamentos em uma usina de açúcar e álcool é a caldeira, nome popular dado ao vaso de pressão que gera vapor a partir do aquecimento da água em um ambiente de alta pressão. Este calor é usado como fonte para produção de energia. Os aços ligados ao Cr e Mo têm sido cada vez mais aplicada neste tipo de equipamento. O presente trabalho tem por objetivo entender a influência dos parâmetros de tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e na microestrutura de um tubo sem costura de aço ASTM A 335 Gr P91, através da determinação dos valores de: resistência à tração, limite de escoamento, percentual de alongamento, dureza, tenacidade à fratura e CTOD do material base, metal de solda e zona termicamente afetada (ZTA) da região soldada de tubos unidos por solda. Para a realização desta pesquisa serão aplicados os conceitos da teoria da mecânica da fratura elasto-plástica (Crack Tip Open Displacement, CTOD) e os conceitos de comportamento mecânico dos materiais, para o estudo da influência dos parâmetros de tratamento térmico pós-soldagem .

Palavras-Chave: Liga de aço CrMo , Tenacidade a fratura , CTOD, Soldagem, análise fratógráica.

ABSTRACT

BENTO, E.A.P. **Influence of post welding heat treatment parameters on mechanical properties and microstructure of a steel pipe ASTM A 335 Gr P91.** Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil.

The importance of sugar cane industries on the national scene grows exponentially since its origin. But in the last three decades these became from cottage industries to large-scale production of Ethanol, Chemicals derivatives, yeast and plant CO² (for food or drink industry). One of the main equipment in a sugar and alcohol plant is the boiler, popular name given to the pressure vessel that generates steam from the heating of water in a high pressure environment. This is used as heat source for energy production. One of the alloy that has been increasingly applied in projects of this equipment are martensitic steels (Cr Mo alloys). The present study aims to understand the influence of post weld heat treatment parameter's on mechanical properties and microstructure of a seamless tube, steel ASTM 335 Gr P91, the determination of values of tensile strength, yield strength, percentage of elongation, hardness, fracture toughness and CTOD of the base material, weld metal and heat affected zone (HAZ) of the welded region of tubes welded together. In this research the concepts of the theory of mechanics of elastic-plastic fracture (Crack Tip Open Displacement, CTOD) and the concepts of mechanical behavior of materials will be applied.

Keywords: Alloy steel CrMo , fracture toughness, CTOD, Welding, fracture analysis, stress relief

LISTA DE FIGURAS

<i>Figura 1- Desenho esquemático dos tipos de trinca em juntas soldadas de aços resistentes ao calor</i> ²	31
<i>Figura 2-- Tensão até a ruptura em 100 h para várias ligas, em destaque a faixa de operação das usinas supercríticas e ultracrítica</i> ¹²	33
<i>Figura 3- Resistências à oxidação e à fluência para vários tipos de ligas</i> 12.....	34
<i>Figura 4- Relação entre custo e temperatura de operação a 49 MPa</i> ¹²	35
<i>Figura 5- Variação da tensão de ruptura vs temperatura para vários aços</i> ¹¹	37
<i>Figura 6- Esquema das mudanças na contribuição para resistência à 550°C, em (a) Aço CrMo normalizado e em (b) Aço CrMo normalizado e revenido</i> ²	40
<i>Figura 7 - Tensão de ruptura a fluência a 100000h a 600°C</i> ⁴	41
<i>Figura 8- Efeito do teor de cromo sobre a resistência à fluência para aços Cr-1Mo</i> ⁴	43
<i>Figura 9- Efeito do teor de cromo sobre a resistência mecânica. Temperaturas de teste aplicadas para reduzir o limite de escoamento e o limite de resistência em 60% relativo a seus valores à temperatura ambiente para aços CrMo contendo 0,5 a 1% de Mo e os valores indicados de cromo</i> ²⁴	44
<i>Figura 10- Resistência à ruptura por fluência após 100.000 h para um aço carbono em função do teor de molibdênio a 450°C</i> ¹⁵	45
<i>Figura 11 - Efeitos do V e Nb sobre a resistência à ruptura por fluência após 10.000 horas a 600°C, diagrama de resistência equivalente</i> ¹⁵	46
<i>Figura 12- Resistência à ruptura por fluência a 600°C em função da composição combinada de tungstênio e molibdênio</i> ⁴	47
<i>Figura 13- Efeito do Ni+Mn em AC₁, para aços P91</i> . ²	48
<i>Figura 14- Curva de Temperatura Tempo e Transformação do aço A335 P91</i> ¹	50
<i>Figura 15- Tamanho de grão da austenita para um aço 9CrMo W após tratamento térmico de normalização a diferentes temperaturas</i> ²	51
<i>Figura 16- Comportamento antagônico entre fração volumétrica de ferrita-δ e o tamanho de grão da austenita prévia.</i> ²⁶	52
<i>Figura 17- Tendência do perfil de dureza em relação a diferentes tratamentos térmicos de revenimento após normalização por 2 horas em um aço do tipo 9CrMo W</i> ²	53
<i>Figura 18- Diagrama isotérmico mostrando a sequência de formação dos carbonetos em função do tempo de revenimento em um aço 2,25Cr-1Mo</i> ¹²	54
<i>Figura 19- Desenho esquemático das microestruturas e da distribuição dos carbonetos ao longo da evolução dos aços ferríticos para altas temperatura</i> ¹⁴	56
<i>Figura 20- Diagramas experimentais tempo x temperatura para a estabilidade dos carbonetos nos aços: 1 - 0,02%p V, 0,70%p Mo, 2 - 0,12%p V, 0,73%p Mo, 3 - 0,32%p V, 0,70%p Mo, 4 - 0,34%p V, 0,95%p Mo.</i> ²	57
<i>Figura 21- Tabela de Composição química para o carboneto M₂₃C₆ após tratamento térmico para quatro aços Cr-Mo</i> ⁴	58
<i>Figura 22- Sequência de evolução dos precipitados observada por Varin e Haftek em aços Cr-Mo</i> ³⁰	60

Figura 23- Sequência de evolução dos precipitados em aços CrMo de acordo com Andrews e Hughes ³²	61
Figura 24- Sequência de precipitação em aços temperados e revenidos segundo Baker e Nutting ³¹	62
Figura 25- Sequência de precipitação em aços normalizados e revenidos segundo Baker e Nutting ³¹	63
Figura 26- Caldeira de alta pressão ³⁴	65
Figura 27- Figura esquemática de uma Caldeira ³⁵	66
Figura 28 - Digrama proposto por Dowling para avaliação da tenacidade à Fratura ³⁷	70
Figura 29- Efeito de concentradores de tensões na utilidade de metais com transição dútil-frágil ³⁷	71
Figura 30- Tipos básicos de deformação e fratura ³⁷	72
Figura 31- Módulos básicos de carregamento de uma trinca ³⁸	74
Figura 32 - A geometria das trincas de superfície e internas. (b) Diagrama esquemático do perfil de tensões ao longo da linha X - X' em (a), demonstrando a amplificação de tensão nas extremidades da Trinca ³⁹	76
Figura 33- Concentração de tensão na ponta da trinca ³⁸	77
Figura 34- Distribuição de tensões nas vizinhanças da trinca de um material elastoplástico. Tensão plana ⁷	80
Figura 35- Modos de fratura e valores correspondentes da tenacidade em função da espessura da amostra ⁷	81
Figura 36- exemplo de uma trinca (Sharp Crack) dimensão original, (Blunted crack) dimensão quando embotado e δ (CTOD) distancia na ponta da trinca ³⁸	84
Figura 37- Estimativo δ (CTOD) pelo deslocamento da ponta de uma trinca na correção zona plástica de Irwin ³⁸	85
Figura 38- Estimativa de CTOD pelo método "Strip Model" ³⁸	86
Figura 39- afastamento entre as faces de uma trinca ³⁸	87
Figura 40- afastamento na interseccao de um vertice a 90° ³⁸	87
Figura 41- modelo de corpo de prova de 3 pontos para ensaio de CTOD ³⁸	88
Figura 42- modelo de corpo de prova de 3 pontos para ensaio de CTOD ³⁸	89
Figura 43- Tres tipos de fraturas características (a) fratura frágil (b) Pop-in (c) fratura dútil ⁵⁸	92
Figura 44- Tipos de curva Força vs deslocamento ⁰⁶	93
Figura 45 - ilustração da patente sueca de Oscar Kjellberg (1907), mostrando o uso de um eletrodo revestido ⁴⁵	99
Figura 46 - Variação da energia imposta em função da densidade da fonte de calor ⁴⁷	102
Figura 47-Variação da resistência da solda, calor imposto por unidade de comprimento de solda e por unidade espessura da peça de trabalho ⁴⁸	103
Figura 48- Figura esquemática do processo de soldagem com Eletrodo revestido ⁴⁷	105
Figura 49- Desenho esquemático do processo TIG ⁴⁷	110
Figura 50 - Curva tensão / corrente para fonte TIG ⁵¹	112
Figura 51- Três diferentes polaridades para o processo TIG ⁴⁷	113
Figura 52 - Ação de limpeza superficial com modo DC eletrodo positivo ⁴⁹	114
Figura 53 - fluxograma de Caracterização e ensaios da liga ASTM A 335 P91	117
Figura 54 - Dimensões das peças de teste e detalhe do chanfro	117
Figura 55- Fluxograma da sequência de soldagem (a) lote 187-13 (b) lote 188-13	122

<i>Figura 56– Montagem das Peças de teste</i>	<i>122</i>
<i>Figura 57– montagem das resistências na peça de teste lote 187-13.....</i>	<i>123</i>
<i>Figura 58-soldagem da raiz (processo TIG) na peça de teste lote 187-13.....</i>	<i>124</i>
<i>Figura 59-soldagem do acabamento (processo Eletrodo revestido) na peça de teste lote 187-13.....</i>	<i>124</i>
<i>Figura 60 - Gráfico de Alívio de Tensões peça de teste lote 187/13</i>	<i>127</i>
<i>Figura 61- Gráfico de Alívio de Tensões peça de teste lote 188/13</i>	<i>128</i>
<i>Figura 62- Mapa de retirada dos corpos de prova</i>	<i>129</i>
<i>Figura 63–Dimensões e tolerâncias (em mm) dos corpos de prova do ensaio de tração.....</i>	<i>132</i>
<i>Figura 64- Imagem do corpo de prova de tração, 188-8S, identificado e traçado.</i>	<i>132</i>
<i>Figura 65 – Imagem do equipamento utilizado para o ensaio de tração, com o forno acoplado.....</i>	<i>133</i>
<i>Figura 66 - Imagem do corpo de prova instrumentado para ensaio de tração. (1) Garras, (2) Extensômetro e (3) Corpo de prova. (4) Forno resistivo. (5) Resistências.</i>	<i>134</i>
<i>Figura 67-Dimensões do corpo de prova de IMPACTO (Charpy)⁵⁴.....</i>	<i>135</i>
<i>Figura 68-Máquina de ensaio de impacto Instron Wolpert PW30.</i>	<i>136</i>
<i>Figura 69 - Máquina de ensaio Instron Wolpert PW30 preparada para ensaio. (1) Corpo de prova Charpy A.....</i>	<i>136</i>
<i>Figura 70-Região para medição dos pontos de microdureza⁵³.....</i>	<i>138</i>
<i>Figura 71-Dimensões do corpo de prova CTOD tipo SE(B)</i>	<i>138</i>
<i>Figura 72-Máquina de Ensaio MTS 250 KN pronta para ensaios de CTOD.....</i>	<i>139</i>
<i>Figura 73-Corpo de Prova do tipo SE(B) pronto para ensaios de CTOD. (1) Pistão. (2) Garra. (3) Extensômetro. (4) Corpo de prova.....</i>	<i>140</i>
<i>Figura 74-Sistema de ensaio de CTOD em altas temperaturas. (1) Termopar. (2) Forno de Resistência.</i>	<i>141</i>
<i>Figura 75- Curva de Calibração para os ensaios de CTOD em alta temperatura.....</i>	<i>142</i>
<i>Figura 76– Sequência para medição dos valores de pré-trinca.</i>	<i>144</i>
<i>Figura 77 – Área plástica para cálculo do CTOD⁵⁴</i>	<i>146</i>
<i>Figura 78- Exemplo de imagem do capturada pelo MEV, corpo de prova lote 187 região da soldagem.</i>	<i>147</i>
<i>Figura 79 – Metalografia das diversas regiões dos corpos de prova lote 187-13 sendo 1 Metal de Base, 2 Zona de Recristalização, 3 ZTA e 4 Solda. Ataque Vilela. Aumento 100 Vezes.....</i>	<i>148</i>
<i>Figura 80- Material Base CP 187 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes</i>	<i>149</i>
<i>Figura 81- Região ZTA 1 (mais próxima do metal de base) CP 187 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes</i>	<i>150</i>
<i>Figura 82- Região ZTA 2(mais próxima da solda) CP 187 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes.....</i>	<i>150</i>
<i>Figura 83- Solda (Aumento 200x) CP 187 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes.....</i>	<i>151</i>
<i>Figura 84– Metalografia das diversas regiões dos corpos de prova lote 188-13 sendo 1 Metal de Base, 2 Zona de Recristalização, 3 ZTA e 4 Solda. . Ataque Vilela. Aumento 100 vezes.....</i>	<i>152</i>
<i>Figura 85- Material Base CP 188 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes</i>	<i>153</i>
<i>Figura 86- Região ZTA 1 (mais próximo do metal de base) CP 188 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes</i>	<i>153</i>
<i>Figura 87- Região ZTA 2 (mais próximo da solda) CP 188 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes.....</i>	<i>154</i>
<i>Figura 88- Figura 7 Solda CP 188 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes.....</i>	<i>155</i>

<i>Figura 89- lote 187 Ensaio em temperatura ambiente Metal de base. (a) região do entalhe e pré-trinca</i>	<i>156</i>
<i>Figura 90 - lote 187 Ensaio em temperatura ambiente Metal de base, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>157</i>
<i>Figura 91-- lote 187 Ensaio a 300°C de temperatura Metal de base, região do entalhe e pré-trinca.</i>	<i>158</i>
<i>Figura 92- lote 187 Ensaio a 300°C de temperatura Metal de base, região pré-trinca e fratura.....</i>	<i>158</i>
<i>Figura 93- lote 187- Ensaio a 600°C de temperatura Metal de base, região do entalhe e pré-trinca</i>	<i>159</i>
<i>Figura 94- lote 187 Ensaio a 600°C de temperatura Metal de base, região pré-trinca e fratura.....</i>	<i>160</i>
<i>Figura 95- lote 187 Ensaio na temperatura ambiente, ZTA, região do entalhe e pré-trinca.....</i>	<i>161</i>
<i>Figura 96- lote 187 Ensaio a temperatura ambiente, ZTA, região pré-trinca e fratura.....</i>	<i>161</i>
<i>Figura 97- lote 187 Ensaio a 300°C de temperatura, ZTA, região do entalhe e pré-trinca.....</i>	<i>162</i>
<i>Figura 98-lote 187 Ensaio a 300°C de temperatura, ZTA, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>163</i>
<i>Figura 99- lote 187 Ensaio a 600°C de temperatura, ZTA, região do entalhe e pré-trinca.....</i>	<i>163</i>
<i>Figura 100- lote 187 Ensaio a 600°C de temperatura, ZTA, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>164</i>
<i>Figura 101- Ensaio a temperatura ambiente , solda, região do entalhe e pré-trinca.....</i>	<i>165</i>
<i>Figura 102-lote 187 Ensaio a temperatura ambiente , solda, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>165</i>
<i>Figura 103- lote 187 Ensaio a temperatura de 300°C, solda, região do entalhe e pré-trinca.</i>	<i>166</i>
<i>Figura 104- lote 187 Ensaio a temperatura de 300°C, solda. (a) região do entalhe e pré-trinca (b) região pré-trinca e fratura</i>	<i>167</i>
<i>Figura 105 - Ensaio a temperatura de 600°C, solda, região do entalhe e pré-trinca.</i>	<i>168</i>
<i>Figura 106 -Ensaio a temperatura de 600°C , solda região pré-trinca e fratura.</i>	<i>168</i>
<i>Figura 107- lote 188 Ensaio em temperatura ambiente Metal de base, região do entalhe e pré-trinca.</i>	<i>170</i>
<i>Figura 108- lote 188 Ensaio em temperatura ambiente Metal de base, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>171</i>
<i>Figura 109-lote 188 Ensaio em temperatura de 300°C Metal de base, região do entalhe e pré-trinca..</i>	<i>172</i>
<i>Figura 110-lote 188 Ensaio em temperatura de 300°C Metal de base, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>172</i>
<i>Figura 111-lote 188 Ensaio em temperatura de 600°C Metal de base, região do entalhe e pré-trinca...</i>	<i>173</i>
<i>Figura 112 - lote 188 Ensaio em temperatura de 600°C Metal de base, região pré-trinca e fratura.....</i>	<i>174</i>
<i>Figura 113- lote 188 Ensaio em temperatura ambiente ZTA, região do entalhe e pré-trinca</i>	<i>175</i>
<i>Figura 114- lote 188 Ensaio em temperatura ambiente ZTA, região pré-trinca e fratura.....</i>	<i>175</i>
<i>Figura 115-lote 188 Ensaio em temperatura 300°C ZTA, região do entalhe e pré-trinca.</i>	<i>176</i>
<i>Figura 116-lote 188 Ensaio em temperatura 300°C ZTA, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>177</i>
<i>Figura 117-lote 188 Ensaio em temperatura 600°C ZT, região do entalhe e pré-trinca.....</i>	<i>178</i>
<i>Figura 118-lote 188 Ensaio em temperatura 600°C ZTA, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>178</i>
<i>Figura 119-lote 188 Ensaio em temperatura ambiente SOLDA, região do entalhe e pré-trinca.....</i>	<i>179</i>
<i>Figura 120-lote 188 Ensaio em temperatura ambiente SOLDA, região pré-trinca e fratura.....</i>	<i>179</i>
<i>Figura 121-lote 188 Ensaio em temperatura 300°C SOLDA, região do entalhe e pré-trinca.....</i>	<i>180</i>
<i>Figura 122-lote 188 Ensaio em temperatura 300°C SOLDA, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>180</i>
<i>Figura 123- lote 188 Ensaio em temperatura 600°C SOLDA, região do entalhe e pré-trinca.....</i>	<i>181</i>
<i>Figura 124- lote 188 Ensaio em temperatura 600°C SOLDA, região pré-trinca e fratura.</i>	<i>181</i>
<i>Figura 125- Difração de Raios-X lote 187 ZTA – temperatura ambiente</i>	<i>185</i>
<i>Figura 126- Difração de Raios-X lote 187 Metal de Base –600 °C</i>	<i>186</i>
<i>Figura 127- Difração de Raios-X lote 187 SOLDA – 600°C.....</i>	<i>186</i>

<i>Figura 128- Difração de Raios-X lote 188 SOLDA – 600°C.....</i>	<i>187</i>
<i>Figura 129- Difração de Raios-X lote 188 SOLDA – 600°C.....</i>	<i>187</i>
<i>Figura 130- Difração de Raios-X lote 188 Metal de Base – 600°C</i>	<i>188</i>
<i>Figura 131-Macrografia do CP187 13 e CP 188 13 fonte o Autor</i>	<i>189</i>
<i>Figura 132-Mapa dos pontos de Dureza dos lotes 187 13 e 188 13 fonte o Autor.....</i>	<i>189</i>
<i>Figura 133- Dureza média por região, corpo de prova lote 187 13.</i>	<i>191</i>
<i>Figura 134- Dureza média por região, corpo de prova lote 188 13.</i>	<i>191</i>
<i>Figura 135-Gráfico comparativo de Durezas Médias nos lotes 187 13 e 188 13.....</i>	<i>192</i>
<i>Figura 136 – Comportamento Tensão x deformação do corpo de Metal de Base nº 187-7, Ensaio a 600 °C</i>	<i>197</i>
<i>Figura 137-Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de metal de Base nº 188-4, ensaio a 300°C.</i>	<i>197</i>
<i>Figura 138– Comportamento Tensão x deformação de corpo de prova de solda nº187-7S. Ensaio realizado a 600 °C.....</i>	<i>198</i>
<i>Figura 139– Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de solda de nº 188-1S, ensaio à temperatura ambiente.</i>	<i>198</i>
<i>Figura 140- Tração lote 187 13, metal de base e solda nas temperaturas, ambiente, 300°C e 600°C.....</i>	<i>199</i>
<i>Figura 141- Tração lote 188 13, metal de base e solda nas temperaturas, ambiente, 300°C e 600°C.....</i>	<i>200</i>
<i>Figura 142- Tração lotes 187 13 e 188 13, metal de base, nas temperaturas, ambiente, 300°C e 600°C.</i>	<i>201</i>
<i>Figura 143- Tração lotes 187 13 e 188 13, metal de solda, nas temperaturas, ambiente, 300°C e 600°C.</i>	<i>202</i>
<i>Figura 144–Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 187 13, metal de base.</i>	<i>203</i>
<i>Figura 145- Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 187 13, ZTA.....</i>	<i>204</i>
<i>Figura 146- Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 187 13, solda</i>	<i>205</i>
<i>Figura 147- Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 188 13,metal de base</i>	<i>206</i>
<i>Figura 148- Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 188 13,ZTA.....</i>	<i>207</i>
<i>Figura 149– Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 188 13,solda</i>	<i>208</i>
<i>Figura 150 – Gráfico comparativo de Valores de K1d por região e temperatura de ensaio para lote 187-13.....</i>	<i>211</i>
<i>Figura 151– Gráfico comparativo de Valores de K1d por região e temperatura de ensaio para lote 188-13</i>	<i>213</i>
<i>Figura 152- CTOD por Deslocamento, calibração ambiente, 80°C e 130 °C</i>	<i>215</i>
<i>Figura 153 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para metal de base com tratamento térmico 187.....</i>	<i>216</i>
<i>Figura 154 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para o material base com tratamento térmico 188.....</i>	<i>216</i>
<i>Figura 155 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para o material solda com tratamento térmico 187.....</i>	<i>217</i>
<i>Figura 156 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para solda com tratamento térmico 188.....</i>	<i>217</i>
<i>Figura 157 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para a ZTA com tratamento térmico 187.</i>	<i>218</i>

<i>Figura 158- Gráfico comparativo entre as temperaturas para a ZTA com tratamento térmico 188.</i>	<i>218</i>
<i>Figura 159--Resultados de CTOD, lote 187-13 conforme ASTM E1280 Edição 1999.....</i>	<i>219</i>
<i>Figura 160--Resultados de CTOD, lote 187-13 conforme ASTM E1280 Edição 2002</i>	<i>220</i>
<i>Figura 161 Resultados de CTOD, lote 187-13 conforme ASTM E1280 Edição 2008.....</i>	<i>221</i>
<i>Figura 162- Resultados de CTOD, lote 188-13 conforme ASTM E1280 Edição 1999</i>	<i>222</i>
<i>Figura 163- Resultados de CTOD, lote 188-13 conforme ASTM E1280 Edição 2002</i>	<i>223</i>
<i>Figura 164- Resultados de CTOD, lote 188-13 conforme ASTM E1280 Edição 2002</i>	<i>224</i>

LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 1- Status da padronização das novas categorias de aços CrMo na Europa (VdTüV/EN10216) e nos EUA (ASTM/ASME)¹¹</i>	32
<i>Tabela 2-Composições químicas das classes de aços CrMo segundo padrão ASTM ¹¹</i>	36
<i>Tabela 3 - Propriedades mecânicas para composições de aços CrMo conforme ASTM e EN¹¹</i>	38
<i>Tabela 4-Cronograma de descoberta dos processos de soldagem⁴⁶</i>	100
<i>Tabela 5-Classificação dos eletrodos de Tungstênio ⁴⁹</i>	111
<i>Tabela 6– Propriedades dos gases de proteção usados no processo TIG ⁴⁷</i>	115
<i>Tabela 7– Especificação da composição química do Material ASTM A 355 Grade P91³⁵</i>	119
<i>Tabela 8– requisitos de tração e Material ASTM A 355 Grade P91³⁵</i>	119
<i>Tabela 9– Composição química da vareta AWS ER 90S-B9²¹</i>	120
<i>Tabela 10– Requisitos do ensaio de Tração da vareta AWS ER 90S-B9²¹</i>	120
<i>Tabela 11- Composição química da vareta E 9015 B9²⁷</i>	121
<i>Tabela 12-Tração do eletrodo AWS E 9015 B9²⁷</i>	121
<i>Tabela 13– Parâmetros de soldagem peça de teste lote 187/13.....</i>	125
<i>Tabela 14– Parâmetros de soldagem peça de teste Lote 188/13.....</i>	126
<i>Tabela 15– identificação dos corpos de prova RSQ 187/13.....</i>	130
<i>Tabela 16– identificação dos corpos de prova RSQ 188/13.....</i>	131
<i>Tabela 17– Parâmetros utilizados para execução das pré-trinca nos corpos de prova para ensaio de CTOD.....</i>	140
<i>Tabela 18– Composição química encontrada tubo ASTM A-335 P91.....</i>	183
<i>Tabela 19– Composição química da solda – (depósito da vareta AWS ER 90s-B9).....</i>	184
<i>Tabela 20– Composição química da solda – (depósito do Eletrodo AWS E 9015-B9).....</i>	184
<i>Tabela 21-Resultados da varredura de Micro dureza.....</i>	190
<i>Tabela 22– Resultado do ensaio de tração: limite de escoamento (σ_{YS}) e resistência à tração (σ_{TS}), a temperatura ambiente, 300°C e 600°C, para o lote 187 Metal de base.....</i>	194
<i>Tabela 23– Resultado do ensaio de tração: limite de escoamento (σ_{YS}) e resistência à tração (σ_{TS}), a temperatura ambiente, 300°C e 600°C, para o lote 187 solda.....</i>	195
<i>Tabela 24– Resultado do ensaio de tração: limite de escoamento (σ_{YS}) e resistência à tração (σ_{TS}), a temperatura ambiente, 300°C e 600°C, para o lote 188 Metal de Base.....</i>	195
<i>Tabela 25- Resultado do ensaio de tração: limite de escoamento (σ_{YS}) e resistência à tração (σ_{TS}), a temperatura ambiente, 300°C e 600°C, para o lote 188 com solda.....</i>	196
<i>Tabela 26– Resultado do ensaio de impacto para o material de base Corpos de prova lote 187-13.....</i>	203
<i>Tabela 27 – Resultado do ensaio de impacto para a ZTA Corpos de prova lote 187-13.....</i>	204
<i>Tabela 28– Resultado do ensaio de impacto para a Solda Corpos de prova lote 187-13.....</i>	205
<i>Tabela 29– Resultado do ensaio de impacto para o material de base Corpos de prova lote 188-13.....</i>	206
<i>Tabela 30– Resultado do ensaio de impacto para a ZTA Corpos de prova lote 188-13.....</i>	207
<i>Tabela 31– Resultado do ensaio de impacto para o metal de solda Corpos de prova lote 188-13.....</i>	208
<i>Tabela 32- K1d lote 187 Metal de Base.....</i>	210

<i>Tabela 33 –K1d lote 187 ZTA.....</i>	<i>210</i>
<i>Tabela 34 – K1d lote 187 solda</i>	<i>211</i>
<i>Tabela 35 – K1d lote 188 Metal de Base</i>	<i>212</i>
<i>Tabela 36 – K1d lote 188 solda</i>	<i>212</i>
<i>Tabela 37- K1d lote 188 ZTA.....</i>	<i>213</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

$^{\circ}\text{C}$ – Grau Celsio

F – Grau Fahrenheit

C_{req} – Cromo Equivalente

K_{IC} – Tamanho crítico da trinca

CTOD – Abertura crítica na ponta da trinca

E – Módulo de elasticidade

σ_y – Limite de escoamento

σ_f – Tensão de fratura

σ_u – Maior tensão alcançada antes da fratura

σ_0 – Tensão nominal aplicada

K_C – Tenacidade a fratura

K_{Id} – Fator de intensidade de tensão dinâmico

a – comprimento de uma trinca

p – raio na ponta da trinca

δ – CTOD

δ_{el} – CTOD da zona elástica

δ_{pl} – CTOD da zona plástica

r_y – Raio da zona plástica

u_y – distância entre as faces de uma trinca /2

B – espessura de uma chapa

WS - energia de superfície

W_f - a energia de fratura

U – energia de deformação acumulada no corpo

F - trabalho que faz a força externa para deformar um corpo

P – Carga fixa

C_{eq} – Carbono equivalente

LISTA DE ABREVIATURAS

ASTM – American Society of Testing and Materials

CTOD –Crack Tip open displacement

ZTA – Zona termicamente afetada

MDL – Mecanismos de desenvolvimento limpo

POP's – Poluentes orgânicos persistentes

ZTAGF – Zona termicamente afetada de grãos finos

ZTAIC – Zona termicamente afetada intercrítica

ASME- American society mecânica engineers

EM – European Norms

CFC – Cubica de face centrada

MFLE – Mecânica da fratura linear elástica

MFEP – Mecânica da fratura elasto plástica

SAW – submerged arc welding

TIG – Tungsten Inert gas

MAG – Metal active gas

TWI – Technology welding institute

RW – Resistance Welding

SMAW- Shielded metal arc welding

ESW – electro slag welding

DC – depois da era cristã

CC – corrente continua

CA – corrente alternada

DCEN – Corrente continua eletrodo negativo

DCEP – Corrente continua eletrodo positivo

MEV – Microscopio eletronico de varredura

AWS – American welding society

SUMÁRIO

CAPITULO 1	25
1.1 INTRODUÇÃO	25
CAPITULO 2	27
2.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	27
2.1.1 AÇOS AO CARBONO E SUAS LIGAS.....	27
2.1.2 AÇOS CrMo.....	30
2.1.2.1 HISTÓRICO.....	30
2.2 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA ADICIONADOS.....	42
2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS E A EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL	50
2.4 CALDEIRAS E VASOS DE PRESSÃO	64
2.5 MECÂNICA DA FRATURA	67
2.5.1 TIPOS DE FRATURA NOS MATERIAIS	72
2.5.2 MECÂNICA DA FRATURA ELÁSTICA LINEAR - MFEL	75
2.5.3 LIMITAÇÕES DA MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA.....	80
2.5.4 MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA	82
2.5.5 CTOD CRACK TIP OPEN DISPLACEMENT.....	84
2.5.5.1 POP-IN	92
2.5.6 DETERMINAÇÃO DOS TAMANHOS MÁXIMOS TOLERÁVEIS DOS DEFEITOS	94
2.5.7 TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA – K1d	95
2.6 SOLDAGEM.....	98
2.6.1 HISTÓRIA DA SOLDAGEM	98
2.6.2 SOLDAGEM AO ARCO ELÉTRICO.....	98
2.6.3 FONTES DE ENERGIA	101
2.6.4 DENSIDADE DE POTENCIA DA FONTE DE CALOR	102
2.6.4 O PROCESSO ELETRODO REVESTIDO	104
2.6.5 TIPOS DE REVESTIMENTO DO ELETRODO E SUAS FUNÇÕES	105
2.7.6 VANTAGENS E DESVANTAGENS DO PROCESSO	108
2.7.7 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG (Tungsten Inert Gás)	109
2.7.8 GÁS DE PROTEÇÃO	115
2.7.9 VANTAGENS E DESVANTAGENS DO PROCESSO	115
CAPITULO 3	116
3.1 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	116

3.1.1 MATERIAIS.....	116
3.1.2 LIGA ASTM A335 P91	118
3.1.3 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM.....	119
3.1.4 SOLDAGEM DAS PEÇAS DE TESTE	121
3.1.5 ALÍVIO DE TENSÕES.....	127
3.1.6 RETIRADA E USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA.....	129
3.1.7 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	132
3.1.8 ENSAIO DE IMPACTO –CHARPY e TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA- K_{1d}	135
3.1.9 METALOGRAFIA.....	137
3.1.10 VARREDURA DE MICRO-DUREZA	137
3.1.11 CTOD- Crack Tip Open Displacement.....	138
3.1.11.1 METODOLOGIA EXPERIMENTAL DEFINIDA PELA NORMA	143
3.1.12 FRATOLOGRAFIA.....	147
CAPÍTULO 4	148
4.1 RESULTADOS E DISCUSSÃO	148
4.1.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL LOTE 187.....	148
4.1.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL LOTE 188.....	152
4.2 ANÁLISE DA FRATURA – MEV.....	156
4.2.1 IMAGENS DO LOTE 187	156
4.2.2 IMAGENS DO LOTE 188	170
4.1 ANÁLISE QUÍMICA.....	183
4.2 DIFRAÇÃO DE RAIO –X.....	185
4.3 ENSAIO DE DUREZA.....	189
4.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	193
4.4.1 ENSAIO DE IMPACTO.....	203
4.4.2 FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO DINÂMICO (K_{1d})	210
4.4.3 ENSAIO DE CTOD	215
CAPÍTULO 5	226
CONCLUSÕES.....	226
5.1 CARACTERIZAÇÃO	226
5.2 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	227
5.3 ENSAIO DE IMPACTO.....	227
5.2 FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO DINÂMICO (K_{1d})	227
5.3 CTOD- CRACK TIP OPEN DISPLACEMENT	228

5.4	CONCLUSÃO	229
6	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	230
<i>REFERÊNCIAS</i>		231
ANEXOS		237

CAPITULO 1

1.1 INTRODUÇÃO

Em função da crescente demanda por fontes de energia, por etanol e açúcar, o número de plantas industriais instaladas no Brasil tem aumentado. O principal equipamento em uma planta de açúcar, álcool e energia é caldeira, quanto maior a capacidade de produção de uma planta industrial, maior a demanda de vapor para geração de energia que esta planta consome em seus processos fabris, tornar a caldeira cada vez mais eficiente é uma necessidade.

A necessidade de trabalhar com pressão e temperatura cada vez maiores fez com que as empresas que o setor de engenharia das caldeiras buscasse materiais alternativos ao aço ao carbono, nos últimos anos os aços martensíticos ligados ao CrMo têm sido amplamente aplicados.

Os aços martensíticos ligados ao CrMo apresentam a resistência mecânica significativamente maior que os aço ao carbono, possibilitando assim que os componentes projetados possam ter espessuras menores, além disso apresentam propriedades mecânicas desejáveis a temperaturas de trabalho em torno de 600 °C.

Porém, este tipo de aço ligado requer cuidados nos processos de fabricação utilizados, tais como corte calandragem, soldagem e tratamento térmico, pois a falta de controle do ciclo térmico que envolve estes processos pode causar alterações na microestrutura do material e consequentemente um comportamento mecânico não previsto em regime de trabalho. A região soldada e ZTA são críticas, pois existe a possibilidade da formação de microestruturas indesejadas, bem como o surgimento de regiões heterogêneas em função do ciclo térmico imposto na soldagem. O controle dos parâmetros de soldagem, das temperaturas de pré-aquecimento, interpasse, taxa de resfriamento e do tratamento térmico posterior à soldagem, são vitais para poder prever quais as características do material em uso, este controle é, sobretudo difícil tanto no ambiente de fabricação, quanto na montagem e manutenção dos equipamentos no campo.

Existem dois procedimentos distintos que são comuns ao trabalhar com as ligas martensíticas ligadas ao CrMo, um procedimento é comumente adotado pelas empresas de

montagem e instalação é iniciar tratamento térmico feito após a soldagem, o segundo procedimento é comum na indústria que fabrica os equipamentos, neste após a soldagem, antes do início do tratamento térmico aguarda-se que a peça retorne a temperatura ambiente.

A avaliação e comparação destes dois procedimentos distintos, torna este trabalho de grande valor tanto para o setor produtivo (indústria e montagem) e também para os órgãos reguladores², para que ampliem o conhecimento sobre procedimento correto de fabricação de equipamentos que envolvem a utilização deste tipo de liga.

Neste estudo duas peças de teste de dimensões idênticas produzidos com tubo da liga de aço Martensítico 9Cr1Mo da norma ASTM A 335 P91 com diâmetro externo de 304,80 mm e espessura de 25 mm, foram soldados utilizando procedimento e parâmetros pré-definidos; a única diferença entre os procedimentos adotados com as duas peças de teste foi o procedimento de alívio de tensões que em um dos lotes foi realizado logo após a soldagem, iniciado enquanto este estava a uma temperatura entre a mínima de pré-aquecimento (250 °C) e a máxima de interpasse (350 °C) e no segundo corpo de prova, após a soldagem esperou-se que o corpo de prova retornasse à temperatura ambiente, antes do início do procedimento de alívio de tensões.

Logo após a soldagem foram retirados corpos de prova das peças de teste e submetidos a ensaios de tração, dobramento, dureza das regiões do metal de base, solda, zona de transição e ZTA, CTOD (crack tip open displacement) composição química, macrografia da junta soldada e metalografia. Todos os testes foram realizados em nos corpos de prova retirados de ambas as peças de teste e os resultados foram comparados para que se possa avaliar se a diferença nos procedimento adotado entre eles impõe alguma alteração nas propriedades químicas, metalúrgicas e mecânicas do material.

CAPITULO 2

2.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1.1 AÇOS AO CARBONO E SUAS LIGAS.

No atual estágio de desenvolvimento da sociedade, é impossível imaginar o mundo sem o uso do aço. A produção de aço é um forte indicador do estágio de desenvolvimento econômico de um país. Seu consumo cresce proporcionalmente à construção de edifícios, execução de obras públicas, instalação de meios de comunicação e produção de equipamentos¹.

O início e o processo de aperfeiçoamento do uso do ferro representaram grandes desafios e conquistas para a humanidade. A cerca de 4.500 anos, o ferro metálico usado pelo homem era encontrado *in natura* em meteoritos recolhidos pelas tribos nômades nos desertos da Ásia Menor. Também existem indícios da ocorrência e do emprego desse material metálico em regiões como, por exemplo, a Groenlândia. Por sua beleza, maleabilidade e por ser de difícil obtenção, era considerado um metal precioso que se destinava, principalmente, ao adorno. Muitos defendem a hipótese de que o homem descobriu o ferro no Período Neolítico (Idade da Pedra Polida), por volta de 6.000 a 4.000 anos A.C..

Ele teria sido descoberto por acaso, quando pedras de minério de ferro usadas para proteger uma fogueira, depois de aquecidas, se transformaram em esferas brilhantes. Embora raras, havia ocasiões em que o material também era encontrado em seu estado nativo, caso de alguns meteoritos (corpos rochosos compostos por muitos minérios, inclusive ferro, que circulam no espaço e caem naturalmente no planeta Terra). Como chegavam pelo espaço, muitos povos consideravam o ferro como uma dádiva dos deuses¹.

Aos poucos, o ferro passou a ser usado com mais frequência, a partir do momento em que se descobriu como extraí-lo de seu minério. A exploração regular de jazidas começou em torno de 1.500 A.C., provavelmente no Oriente Médio, de onde o metal teria sido importado por assírios e

fenícios. Do primeiro milênio da era cristã em diante, o ferro difundiu-se por toda bacia do Mediterrâneo.

Segundo o sistema proposto no século XIX por arqueólogos escandinavos, à Idade da Pedra se seguiu a Idade dos Metais. Primeiro a do Bronze e, em seguida, a do Ferro. A Idade do Bronze se desenvolveu entre os anos 4000 e 2000 A.C., por ser mais resistente do que o cobre, o bronze possibilitou a fabricação de armas e instrumentos outros instrumentos. A Idade do Ferro é considerada como o último estágio tecnológico e cultural da pré-história.

Aos poucos, as armas e os utensílios feitos de bronze foram substituídos pelo ferro. Na Europa e no Oriente Médio, a Idade do Ferro começou por volta de 1200 A.C. A confecção de armas mais modernas viabilizou a expansão territorial de diversos povos, o que mudou a face da Europa e de parte do mundo. A partir da observação de situações como as das fogueiras do Período Neolítico, os seres humanos descobriram como extrair o ferro de seu minério¹.

O minério de ferro começou a ser aquecido em fornos primitivos, abaixo do seu ponto de fusão, com isso, era possível retirar algumas impurezas do minério, já que elas tinham menor ponto de fusão do que o ferro. Para fabricar um quilo de ferro em barras, eram necessários de dois a dois quilos e meio de minério pulverizado e quatro quilos de carvão vegetal.

Os primeiros utensílios de ferro não se diferenciavam muito dos de cobre e bronze. Mas, aos poucos, novas técnicas foram sendo descobertas, tornando o ferro mais duro e resistente à corrosão. Um exemplo disso foi a adição de calcário à mistura de minério de ferro e carvão, o que possibilitava melhor absorção das impurezas do minério. Novas técnicas de aquecimento também foram sendo desenvolvidas, bem como a produção de materiais mais modernos para se trabalhar com o ferro já fundido.

Após anos de uso do forno de lupa, surgiu a forja catalã (considerada o embrião dos altos-fornos utilizados na atualidade). Ela apareceu na Espanha, logo após a queda do Império Romano, e foi utilizada durante toda a Idade Média. Era uma lareira feita de pedra e foles manuais que inflavam a forja de ar, o que aumentava a temperatura e a quantidade de ferro produzido. Tempos depois, surgiram os foles mecânicos acionados por servos ou por cavalos. No século XII, as rodas d'água começaram a ser usadas. Com temperaturas maiores na forja, foi possível obter ferro em estado líquido, e não mais em estado pastoso. Com a possibilidade de obtenção de ferro no estado

líquido, nasceu a técnica de fundição de armas de fogo, balas de canhão e sinos de igreja. Mais tarde, o uso do ferro se estendeu para residências senhoriais de grandes portões e placas de lareira com desenho elaborado¹.

Em torno de 1444, o minério de ferro passou a ser fundido em altos-fornos, processo que é usado até hoje. As temperaturas atingidas nesses fornos eram ainda maiores, o que permitia a maior absorção de carbono do carvão vegetal. Isso tornava o ferro e as ligas de aço mais duros e resistentes. Na ocasião, a produção diária do forno era de cerca de 1500 kg.

A Revolução Industrial iniciada na Inglaterra, no final do século XVIII, tornaria a produção de ferro ainda mais importante para a humanidade. Nesse período, as comunidades agrária e rural começavam a perder força para as sociedades urbanas e mecanizadas. A grande mudança só ocorreu, porém, em 1856, quando se descobriu como produzir aço. Isso porque o aço é mais resistente que o ferro fundido e pode ser produzido em grandes quantidades, servindo de matéria-prima para muitas indústrias. Fatos Recentes, como o avanço tecnológico dos fornos e a crescente demanda por produtos feitos de ferro e aço, as indústrias siderúrgicas aumentavam a produção¹.

Isso gerava problemas, devido aos gases poluentes liberados na atmosfera pela queima de carvão vegetal. Em meados do século XIX, a produção diária de um alto-forno chegava a cerca de três toneladas, o que elevava ainda mais o consumo de carvão vegetal. A partir do século XX, as siderúrgicas foram aumentando os investimentos em tecnologia de forma a reduzir o impacto da produção no meio ambiente, reforçar a segurança dos funcionários e da comunidade, assim como produzir cada vez mais aço com menos insumos e matéria-prima¹.

2.1.2 AÇOS CrMo

2.1.2.1 HISTÓRICO

A popularização do emprego dos aços ferríticos, como dito anteriormente, ocorreu nos anos 50, com o desenvolvimento das ligas ferríticas, 0,5CrMo V, 1,25 Cr0,5MoV e 2,25Cr1Mo. Estas, quando aplicadas, permitiram um aumento na temperatura crítica de trabalho, dos usuais 450°C da época para temperaturas de até 568°C, com consequente ganho em eficiência térmica^{2,3}. Durante os anos seguintes a aplicação desta classe de aços tornou-se mais difundida, porém o uso em aplicações a temperaturas críticas mostrou que estes ainda eram susceptíveis a falhas especialmente quando utilizados em condições envolvendo soldas, fluência e ambientes corrosivos. Houve então uma busca incessante por parte de vários centros de pesquisa para o desenvolvimento de modificações no aço 2,25Cr1Mo a fim de melhorar suas propriedades mecânicas a altas temperaturas. Nessa vertente foi desenvolvido o aço 9Cr-2Mo cuja codificação europeia é EM12, com adições de nióbio e vanádio. Contudo, devido à evolução da sua microestrutura em condições de operação sua aplicação em plantas industriais era restrita apenas à componentes com paredes espessas⁴. Além dessas composições, nos anos 60 foram desenvolvidos pela indústria alemã aços contendo 12Cr, comercializados com a designação X20. O intuito era a obtenção de aços que fizessem frente aos aços 9Cr já existentes, porém devido ao alto teor de carbono sua soldabilidade era consideravelmente prejudicada. Esses aços ainda apresentavam propriedades mecânicas sensivelmente inferiores aos aços 9Cr na faixa de operação de 520°C, relegando sua vantagem apenas para a possibilidade de fabricação de componentes com parede mais fina^{4,5}. Nos anos 70, como parte de um programa para o desenvolvimento de ligas resistentes à fluência para aplicação em reatores regeneradores na indústria nuclear, foi desenvolvido o aço 9Cr-1Mo⁶. As principais diferenças com relação à composição anterior estão no teor de Mo, que neste caso foi reduzido. No início dos anos 80 a ASTM homologou essa composição para aplicação em tubulações submetidas a altas temperaturas, sob a norma A335 T91/P91⁷. As novas centrais elétricas japonesas e europeias foram as pioneiras no uso destes novos materiais, aplicados inicialmente em tubulações e em pequenos componentes forjados, principalmente como substituto dos aços austeníticos

anteriormente utilizados^{2,3}. Esta substituição somente foi possível devido às suas propriedades superiores como melhor condutividade térmica e seu baixo coeficiente de expansão, as quais o tornam menos susceptível à fluência e a fadiga térmica, além de uma razoável resistência à corrosão que o torna aplicável em ambientes agressivos como das usinas movidas a carvão^{6,8,2}. As trincas que se formam e propagam na zona termicamente afetada (ZTA) na interface entre as regiões de grãos finos (ZTAGF) e região Intercrítica (ZTAIC)¹¹. As duas regiões devem ser consideradas neste caso, pois é difícil estabelecer uma definição de posicionamento entre elas devido à semelhança entre as microestruturas. A figura 1 apresenta um desenho esquemático da posição onde normalmente se origina este tipo de falha¹⁰.

Figura 1- Desenho esquemático dos tipos de trinca em juntas soldadas de aços resistentes ao calor²

O desenvolvimento destes aços continuaria ao longo das décadas posteriores à sua homologação pela ASTM (*American Society for Testing and Materials*), neste aspecto pode-se destacar o aperfeiçoamento das técnicas de aciaria que permitiram maior controle da composição dos elementos de liga em especial C, V e Nb. A concentração de carbono especificamente, se tornou ainda menor ao longo dos anos, além disso, adições de W e a obtenção de estruturas martensíticas somam-se aos últimos desenvolvimentos dessa classe de aços^{2,3,4}. Abaixo na tabela1, nota-se que algumas composições mais recentes foram incluídas na padronização europeia EN10216-2¹¹.

Tabela 1- Status da padronização das novas categorias de aços CrMo na Europa (VdTüV/EN10216) e nos EUA (ASTM/ASME)¹¹

(ASTM/ASME).(Adaptado de [12])					
Categoria	ASTM	ASME	Código	VdTüV	EN10216
T22	A213	SA213T22	–	–	10CrMo9-10
P22	A335	SA335P22			
T23	A213	SA213T23 ^a	2199-1	–	7CrWVMoNb9-6 ^b
P23	A335	–			
T24	A213	–	–	533 12/2003	7CrMoVTiB10-10 ^b
P24	–				
T91	A213	SA213T91	–	511/2	X10CrMoVNB9-1
P91	A335	SA335P91		06/2001	
T911	A213	–	2327	522/2	X11CrMoWVNB9-1-1 ^b
P911	A335			09/2001	
T92	A213	SA213T92 ^a	2179-3	–	X10CrWMoVNB9-2 ^b
P92	A335	SA335P92 ^a			

^a As tensões máximas permissíveis estão indicadas no seu correspondente código

^b Estes aços estão no processo de inclusão no padrão europeu

Atualmente os aços do grupo CrMo são amplamente utilizados em aplicações diversas na indústria química, petrolífera ou de gás, além de termoeletricas convencionais, supercríticas e até ultracríticas. Podem ser encontrados em componentes como vasos de pressão, trocadores de calor, válvulas, rotores de turbinas, tubulações entre outras aplicações. Comercialmente estão disponíveis sobre a forma de peças forjadas, tubos, canos, peças fundidas ou chapas ¹². Com todos os avanços de fabricação e manufatura dos aços da classe CrMo e conhecidas as suas propriedades mecânicas é comum que estes aços sejam os primeiros a serem considerados em cálculos de projeto. Em usinas geradoras de energia materiais que apresentam baixo coeficiente de expansão térmica e alta condutividade térmica são desejáveis, daí a preferência pelos aços ferríticos. No entanto, os aços austeníticos devem ser considerados quando necessário um baixo gradiente de temperatura e consequentemente menores níveis de tensão térmica nas etapas de aquecimento e resfriamento ². As figuras 3 e 4 mostram um comparativo em função da resistência à fluência e resistência à corrosão,

respectivamente, dos aços da classe CrMo com outras grandes famílias de ligas de engenharia. Essas comparações devem ser feitas levando em consideração seus concorrentes diretos, os aços austeníticos. Outro ponto a se considerar é que os aços CrMo são vantajosos apenas em algumas condições muito específicas de operação, principalmente aquelas a altas temperaturas que acabam por limitar algumas comparações.

Figura 2-- Tensão até a ruptura em 100 h para várias ligas, em destaque a faixa de operação das usinas supercríticas e ultracrítica¹².

Figura 3- Resistências à oxidação e à fluência para vários tipos de ligas 12

A resistência à corrosão ainda pode limitar sua aplicação como mostra a figura 3, contudo aquelas composições com maior teor de cromo exibem resistência semelhante aos aços inoxidáveis. Essas propriedades a altas temperaturas permitem a utilização em aplicações críticas onde a maioria dos materiais estaria submetida principalmente a falhas devido aos efeitos da fluência, da grafitação e em casos mais específicos do ataque por hidrogênio ². A figura 5 apresenta outro importante fator a favor da aplicação dos aços CrMo resistentes a altas temperaturas, seu custo notavelmente inferior aos aços austeníticos.

Figura 4- Relação entre custo e temperatura de operação a 49 MPa ¹²

Em grande parte suas propriedades a altas temperaturas são o resultado da adição criteriosa de elementos de liga e dos tratamentos térmicos pelos quais passam esses aços. Atualmente por questões econômicas estes aços são frequentemente aplicados na condição normalizado e revenido, no entanto quando aplicados em caldeiras, são utilizados na condição recozida e em tubulações é normal seu uso na condição normalizado e temperado ^{2,12}. Segundo Lisboa ², ao longo dos anos de aplicação, sucessivos estudos foram desenvolvidos com o intuito de aperfeiçoar os tratamentos térmicos aplicados, bem como as composições químicas dos aços Cr-Mo. Essas modificações não somente alteraram suas propriedades, mas também reduziram seus custos tornando-os mais competitivos frente a outros aços de características semelhantes, a tabela 2 abaixo, lista as composições químicas completas dos aços ferríticos mais comum em aplicações em alta temperatura.

Tabela 2-Composições químicas das classes de aços CrMo segundo padrão ASTM ¹¹

Classe	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)	W (%)	Mo (%)	V (%)	Nb (%)	Ti (%)	N (%)	B (%)	Al (%)	Ni (%)
T/P22	0,05	0,30	-	-	-	1,90		0,87							
	0,15	0,60	0,025	0,025	0,50	2,60		1,13							
T/P23	0,04	0,10	-	-	-	1,90	1,45	0,05	0,20	0,02		-	0,0005	-	
	0,10	0,60	0,030	0,010	0,50	2,60	1,75	0,30	0,30	0,08		0,030	0,006	0,03	
T/P24	0,05	0,30	-	-	0,15	2,20		0,90	0,20		0,06	-	0,0015	-	
	0,10	0,70	0,020	0,010	0,45	2,60		1,10	0,30		0,10	0,012	0,0070	0,02	
T/P91	0,08	0,30	-	-	0,20	8,00		0,85	0,18	0,06		0,030		-	-
	0,12	0,60	0,020	0,010	0,50	9,50		1,05	0,25	0,10		0,070		0,04	0,04
T/P911	0,09	0,30	-	-	0,10	8,50	0,90	0,90	0,18	0,06		0,040	0,0003	-	-
	0,13	0,60	0,020	0,010	0,50	9,50	1,10	1,10	0,25	0,10		0,090	0,006	0,04	0,04
T/P92	0,07	0,30	-	-	-	8,50	1,50	0,30	0,15	0,04		0,030	0,001	-	-
	0,13	0,60	0,020	0,010	0,50	9,50	2,00	0,60	0,25	0,09		0,070	0,006	0,04	0,04

Manter suas propriedades sobre um regime de fluência é o principal atributo dos aços CrMo e essa fundamental característica é muito sensível à microestrutura inicial. As composições com teor de cromo aproximadamente entre 2 a 4 % podem apresentar uma microestrutura bainítica com alta resistência à fluência, mas em contrapartida instável para longos tempos de exposição. Outra microestrutura que pode ser obtida nesse caso é de ferrita e perlita que, para longos tempos de exposição e a tensões mais baixas deve ser preferida por sua estabilidade ^{2,12}.

As composições mais recentes apresentam teores mais elevados de cromo, acima de 5%, que por sua vez favorece a transformação martensítica, logo a microestrutura típica destes aços é de martensita pura ou martensita - ferrita- δ ^{2,13}. Contudo, independente da microestrutura presente nos aços Cr-Mo, em condições iniciais de uso podemos considerá-las como sendo metaestáveis, uma vez que em ambos os casos prevalecerá a tendência de esferoidização e consequente coalescimento dos precipitados presentes.

Como resultado observa-se que, para longos tempos de vida útil a resistência à fluência das microestruturas possíveis irá convergir para valores similares ¹². A figura 7 apresenta a dependência entre a temperatura e a tensão de ruptura por fluência para algumas composições dos aços

ferríticos da classe Cr-Mo, permitindo uma comparação entre o aço 9Cr-1Mo comercial com os mais recentes 9Cr-1Mo modificados com pequenas adições de vanádio e nióbio, sobre o ponto de vista da resistência à fluência.

Figura 5- Variação da tensão de ruptura vs temperatura para vários aços¹¹

Cabe ainda considerar que em uma faixa de temperaturas que se estende de 500°C até 625°C estes aços apresentam resistência à fluência semelhante ao aço inoxidável do tipo 304, com as vantagens citadas como, por exemplo, menor custo.

Este comportamento pode ser interpretado de forma negativa ao limitar as aplicações nas quais esses aços ferríticos serão vantajosos frente a outras ligas já comercialmente consolidadas. A ideia de se obter aços ferríticos com resistência mecânica a altas temperaturas, comparável ou até melhores em casos específicos, que os aços austeníticos e com menor custo de fabricação foi a motivação central do desenvolvimento inicial desta família de aços.

Neste contexto o molibdênio era tido como o principal elemento para o aumento da resistência a altas temperaturas, principalmente à fluência e, em conjunto, a adição de cromo

exerceria o papel principal de aumentar a resistência à corrosão além de elevar a ductilidade e atenuar os efeitos da grafitização provocada pelo Mo ². A tabela 3 mostra as composições com a presença de Mo e Cr com teores variando de 0,05 a 1,13 e 0,5 a 12% respectivamente. A grafitização é uma forma de degradação observada em aços ferríticos expostos a temperaturas moderadas por longo período. Seu efeito nos aços é marcado pela decomposição das fases contendo carbono em grafita, fase mais estável do carbono, que se dispersa randomicamente pela ferrita causando assim fragilização no aço ^{2,12}.

Na verdade outros elementos também vão contribuir de forma significativa para o aumento da resistência a altas temperaturas, o tungstênio tal como o Mo exerce papel marcante sobre o endurecimento por solução sólida. Formadores de carbonetos tais como titânio, vanádio e nióbio quando adicionados de forma dosada aumentarão os efeitos do endurecimento por precipitação, poderão estabilizar outros carbonetos ou simplesmente atuar no refino do grão.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas para composições de aços CrMo conforme ASTM e EN¹¹

Classe	ASTM					Classe	EN10216-2						
	0,2% LE (MPa)	LR (MPa)	Along. (%)	HB	0,2% LE (MPa)		LR (MPa)	Along. (%)		Impacto 20°C (J)			
								Long.	Trans.	Long.	Trans.		
T/P22	Min.	205	415	30	—	10CrMo9-10	280 ^a	480	22	20	40	27	
	Máx.	—	—	—	163 ^b	—	—	630	—	—	—	—	
T/P23	Min.	400	510	20	—	7CrWVMoNb9-6 ^c	400	510	20	18	40	27	
	Máx.	—	—	—	220 ^b	—	—	740	—	—	—	—	
T/P24	Min.	415	585	20	—	7CrMoVTiB10-10 ^c	450 ^d	565	17	15	40	27	
	Máx.	—	—	—	250 ^b	—	—	840	—	—	—	—	
T/P91	Min.	415	585	20	—	X10CrMoVNb9-1	450	630	19	17	40	27	
	Máx.	—	—	—	250	—	—	830	—	—	—	—	
T/P911	Min.	440	620	20	—	X11CrMoWVNb9-1-1 ^c	450	620	19	17	40	27	
	Máx.	—	—	—	250 ^b	—	—	850	—	—	—	—	
T/P92	Min.	440	620	20	—	X10CrWMoVNb9-2 ^c	440	620	19	17	40	27	
	Máx.	—	—	—	250	—	—	850	—	—	—	—	

^a Por volta de 270 MPa para espessuras maiores que 40 mm;

^b Somente para tubos;

^c Em processo de homologação no EM;

^d Por volta de 430 MPa para espessuras maiores que 16 mm.

Oportunamente poderia se avaliar que o controle dos elementos de liga por si só seria preponderante sobre demais propriedades mecânicas da liga, porém nenhuma destas propriedades é independente dos tratamentos térmicos que se processam nesta família de aços.

A figura 9 mostra a influência do efeito de três tratamentos térmicos sobre a resistência à ruptura por fluência para um aço do tipo 2,25Cr-1Mo. O latente efeito dos tratamentos térmicos sobre a resistência à fluência nada mais é do que um resumo do somatório dos efeitos da composição química e dos mecanismos de endurecimento sobre as propriedades mecânicas destes aços.

Neste ponto os aços da classe CrMo podem ser tomados como aços difíceis de trabalhar devido às condições restritivas de composição química e tratamentos térmicos para se obter uma boa performance. Esse conjunto de vistas mostra que alguns mecanismos de endurecimento terão papel fundamental na resistência à fluência desses aços, seja ele controverso no caso do refino de grão ou positivo no caso dos endurecimentos por solução sólida e por precipitação de carbonetos.

Neste contexto o refino de grão é relegado a um papel secundário, pois no caso dos aços Cr-Mo, o controle do tamanho de grão pode permitir uma precipitação mais uniforme ao longo dos contornos de grão reduzindo o efeito do coalescimento dos precipitados para longos tempos de exposição^{14,5,12}.

A complexa relação entre o endurecimento por solução sólida e por precipitação para a resistência à fluência dos aços CrMo pode ser observada de forma clara na figura 9. Observa-se que nos primeiros estágios de exposição os efeitos do endurecimento por solução sólida são mais latentes frente à precipitação para a resistência à fluência. Com a evolução do tempo esse papel se inverte e a precipitação de carbonetos passa a ser preponderante na resistência à fluência dessas ligas¹².

Figura 6- Esquema das mudanças na contribuição para resistência à fluência à 550°C, em (a) Aço CrMo normalizado e em (b) Aço CrMo normalizado e revenido²

É importante acrescentar que para as duas rotas de processamento, o aumento da temperatura de trabalho terá um efeito nocivo para a resistência à fluência destes aços tornando os mecanismos de endurecimento instáveis. A redução do efeito da solução sólida deve ser atribuída principalmente à retirada do Mo e W, antes na matriz, em consequência da precipitação de carbonetos, tais como os do tipo Mo₂C.

Na precipitação além do crescimento exagerado dos precipitados e seu coalescimento haverá também a solubilização dos mesmos a altas temperaturas. Somados à dissolução das

atmosferas de discordâncias, presentes nos estágios iniciais, nos dois casos a movimentação das discordâncias será facilitada e a resistência à fluência irá diminuir¹².

Em 1984, a ASTM aprovou o aço 9Cr-1Mo modificado para uso em tubulações, sendo codificado como A335 P91. O aço ASTM A335 Grade P91 é aplicado basicamente em áreas de serviço extremo de caldeiras e instalações petroquímicas, como superaquecedores e reaquecedores. Em caldeiras modernas, que operam com combustíveis fósseis, a temperatura de operação gira em torno de 600°C. O aço 9Cr-1Mo modificado caracteriza-se pela excelente resistência à corrosão e à fluência, como nota-se na figura 10 abaixo, o que resultou na recomendação de engenheiros projetistas para o seu uso em paredes d'água quando as caldeiras operarem com carvão altamente corrosivo⁴.

Figura 7 - Tensão de ruptura a fluência a 100000h a 600°C⁴

2.2 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA ADICIONADOS

Como visto na seção anterior as propriedades mecânicas a altas temperaturas, característica principal dos aços da família Cr-Mo, são fruto de uma série de variáveis que devem ser bem controladas para se obter um melhor desempenho destes aços. Neste plano o papel de cada elemento de liga deve ser considerado individualmente bem como seu comportamento e seus efeitos mediante os tratamentos térmicos usualmente aplicados a estes aços.

O teor de **carbono** exerce papel fundamental na resistência à fluência, ao controlar o endurecimento por precipitação e, como elemento austenitizante, reduzir a tendência à formação de ferrita- δ . A temperatura ambiente o carbono também promove aumento na resistência mecânica e o endurecimento dos aços, no entanto pode prejudicar sua soldabilidade e sua resistência ao impacto.

Nos aços CrMo o teor ideal de carbono ainda é objeto de estudo de vários trabalhos ². Segundo Fujita ¹⁵, o teor de carbono nestes aços deve estar em uma faixa entre 0,05% e 0,1% a fim de se obter melhor resistência a altas temperaturas, boa soldabilidade e conformabilidade; segundo ele teores abaixo dessa faixa podem prejudicar as propriedades a alta temperatura. Contudo, outros autores defendem teores de carbono abaixo de 0,05%, o que pode parecer um contraditório quando se pensa apenas na relação entre o teor de carbono e as propriedades mecânicas a altas temperaturas ¹⁶.

Segundo Abe ¹⁷ valores teores de carbono iguais ou próximos a 0,002% permitem uma dispersão extremamente fina de nitretos e carbonitretos muito estáveis a altas temperaturas e por longos tempos de exposição altamente benéficos para a resistência à fluência. Vale ressaltar que temperaturas elevadas podem limitar o efeito benéfico do carbono, quando próximas a 540°C observa-se que sua contribuição à resistência a fluência é reduzida, principalmente devido aos fenômenos de esferoidização e coalescimento dos carbonetos que podem ser ativados neste patamar ^{4,12}.

Como um dos principais elementos de liga dessa classe de aços com teores variando entre 0,5% até 12%, o **cromo** sinaliza o quanto é complexo seu papel nas propriedades mecânicas destes materiais. No entanto sua principal função não é diferente daquela esperada na maioria das ligas que o contém, a resistência à oxidação e a corrosão. Neste caso teores mais elevados melhoram essa propriedade, mas em contrapartida promove a formação prematura de fases deletérias à resistência mecânica destes aços quando expostos a altas temperaturas ¹⁴.

O cromo exerce também papel endurecedor nestes aços por ser um excelente formador de carbonetos, todavia esses carbonetos são instáveis a altas temperaturas levando à formação de fases indesejadas e contribuindo para a retirada do molibdênio contido em solução sólida ¹⁷. Em relação à resistência à fluência o Cr, se considerado por seu papel individual tende a melhorar essa propriedade, mas quando ligado em aços contendo Mo vai reduzi-la em algumas faixas de composição conforme mostra a figura 11 Abaixo ^{14,12}.

Observa-se na figura 12 que em composições contendo até 5% de Cr, o aumento no teor deste elemento de liga reduz a resistência à fluência, entretanto esse papel se inverte para teores mais elevados, segundo Shen¹⁸ o teor ideal de Cr gira em torno de 11,5%. Em parte esse comportamento pode ser explicado pela formação de carbonetos instáveis mais comuns para teores maiores de cromo. Todavia quando presentes de maneira finamente dispersa e de forma acicular estes carbonetos se comportarão de maneira a elevar a tensão de ruptura desses aços ⁴.

Figura 8- Efeito do teor de cromo sobre a resistência à fluência para aços Cr-Mo ⁴

Em juntas soldadas a variação do teor de cromo em relação ao seu papel sobre a resistência à fluência não se altera, segundo Andrén ¹⁹ neste caso, onde as propriedades mecânicas devem ser mantidas após o processo de solda, concentrações maiores de cromo levam a uma redução na tenacidade destes materiais tornando necessários tratamentos térmicos pós soldagem. A figura 12 sintetiza os efeitos o cromo sobre o limite de resistência a tração e sobre o limite de escoamento dos aços Cr-Mo.

Figura 9- Efeito do teor de cromo sobre a resistência mecânica. Temperaturas de teste aplicadas para reduzir o limite de escoamento e o limite de resistência em 60% relativo a seus valores à temperatura ambiente para aços CrMo contendo 0,5 a 1% de Mo e os valores indicados de cromo²⁴

Conforme dito anteriormente alguns autores consideram o **molibdênio** como o principal elemento de liga que confere resistência mecânica a altas temperaturas para esta família de aços^{20, 21,22}. Este aumento será mais efetivo quando em solução sólida, mas com a exposição por longo tempo a altas temperaturas o Mo, como excelente formador de carbonetos, tenderá a formar precipitados reduzindo seu efeito endurecedor por solução sólida.

Apesar do efeito endurecedor por precipitação estes carbonetos devem ser evitados com a adição outros elementos mais ávidos por carbono para manter o Mo em solução sólida. No entanto enquanto presentes com morfologia acicular e em uma dispersão fina observa-se que a tensão de ruptura dos aços CrMo é elevada. Esses precipitados, do tipo Mo₂C podem ser encontrados tanto em microestruturas ferríticas quanto em bainíticas.

Em relação à resistência a fluência o teor de molibdênio somente pode ser considerado para adições de até 1%, implicando para valores próximos deste limite em perdas consideráveis na ductilidade e formação de ferrita- δ , que podem ser balanceados pelas adições de cromo^{15,12}.

A figura 13 mostra como as adições de molibdênio influem sobre a resistência à ruptura por fluência após 100.000 h a 450°C partindo de um aço comum ao carbono contendo 0,15%C. Para este caso observa-se que com um teor de 0,5% de Mo a resistência à fluência se eleva para um patamar próximo a 260 MPa, este qual muito superior ao valor de resistência à fluência encontrado para o aço comum ao carbono, que não passa de aproximadamente 70 MPa.

Figura 10-Resistência à ruptura por fluência após 100.000 h para um aço carbono em função do teor de molibdênio a 450°C¹⁵

O **nióbio**, quando adicionado em pequenas quantidades, aumenta a resistência à alta temperatura dos aços Cr-Mo, sobretudo por sua facilidade em formar carbonetos, nitretos e carbonitretos finos e muito estáveis a altas temperaturas que, além de estabilizar a microestrutura (evitando o crescimento exagerado dos grãos da austenita), terão papel fundamental no mecanismo de endurecimento por precipitação⁴. A literatura reporta que o teor ideal de nióbio não deve passar de 0,05% em massa, teores próximos a este valor permitem uma fina dispersão de carbeto de nióbio mesmo após o tratamento térmico de normalização, em contrapartida valores acima deste limite podem favorecer a formação de fases deletérias como fase Z ($\text{Cr}(\text{Nb},\text{V})\text{N}$) e ferrita- δ devido à sua natureza ferritizante^{15, 4}.

O **vanádio** exerce um papel semelhante ao nióbio nos aços CrMo no que diz respeito a aumentar a resistência desses materiais a altas temperaturas, a figura 14 mostra essa interdependência entre as adições destes dois elementos e seus efeitos sobre a resistência à fluência a 600°C após 10.000 horas para os aços Cr-Mo. Todavia os efeitos benéficos do vanádio se estendem a outras importantes propriedades dessa família de aços.

Figura 11 - Efeitos do V e Nb sobre a resistência à ruptura por fluência após 10.000 horas a 600°C, diagrama de resistência equivalente¹⁵

Assim como o nióbio o vanádio é um elemento ferritizante e um forte formador de carbonetos, nitretos e carbonitretos com elevada estabilidade a altas temperaturas, desta forma precipita preferencialmente frente ao Cr e ao Mo, consumindo o carbono e possibilitando que o molibdênio exerça seu papel no endurecimento por solução sólida^{14,15}.

Segundo Fujita²³ os efeitos benéficos do vanádio devem ser considerados para teores até 0,25% em aços contendo até 0,05% de C, teor que resulta em uma fina e estável dispersão de carbonetos de vanádio (V₄C₃). Teores próximos a este patamar têm influência na soldabilidade e, assim como o nióbio, para longos tempos de exposição tendem a aumentar a quantidade de fases deletérias tais como fase-Z e ferrita- δ as quais causam efeitos deletérios consideráveis sobre a resistência mecânica a altas temperaturas⁴.

Como ora dito, a estabilidade a alta temperatura é o principal atributo do efeito combinado dos precipitados de vanádio e nióbio, uma fina distribuição ao longo da matriz pode ser observada mesmo para longos tempos de exposição e a temperaturas de até 650°C. Esta propriedade dificulta a movimentação das discordâncias e reduz o efeito da recuperação e da recristalização a altas temperaturas elevando assim a resistência à fluência destes aços^{14,16}.

As adições de **tungstênio** representam o principal avanço dos aços CrMo nas últimas duas décadas e são marcadas por um ganho expressivo na já destacada resistência à fluência desta classe de aços. Esse aumento na resistência a alta temperatura deve ser associado à difusão mais lenta do

W na matriz ferrítica permitindo que, mesmo como um ótimo formador de carbonetos, permaneça em solução sólida e contribua não somente para a resistência à fluência, mas também para retardar a migração dos contornos e a evolução microestrutural^{14, 4}.

A figura 15 mostra como essa substituição e adição de boro que atua na estabilidade dos contornos de grão, interferem no comportamento sob fluência em uma aço 2,25CrMo . Como supracitado o efeito do tungstênio sobre a resistência à ruptura por fluência está relacionado principalmente à sua presença em solução sólida e ao seu papel sobre a evolução microestrutural, de forma análoga, tanto o limite de escoamento quanto a tensão de ruptura também são amplificados com o aumento no teor de W⁴. Porém concentrações acima de 2% de tungstênio aumentam consideravelmente a tendência de precipitação de fases deletérias como fase Laves, fase Z e ferrita- δ que, por sua vez levam a redução da tenacidade dos aços CrMo a altas temperaturas e por longos tempos de exposição^{4, 17}.

Figura 12- Resistência à ruptura por fluência a 600°C em função da composição combinada de tungstênio e molibdênio⁴

O **níquel** é um elemento austenitizante adicionado aos aços CrMo para diminuir o Cr equivalente e assim contribuir para evitar a formação de ferrita- δ ^{14, 19}. Outro importante efeito das adições de níquel diz respeito à considerável redução da temperatura AC1 que por um lado melhora a resposta da liga ao revenimento, mas por outro lado reduz a estabilidade da microestrutura quando este tratamento térmico é realizado a temperaturas mais altas⁴. Teores mais elevados de Ni

podem produzir microestruturas indesejadas, culminando em alterações na evolução dos precipitados e em suas frações volumétricas^{4, 17}. Portanto o teor de Ni deve ser retido a uma faixa entre 0,4%-1,0% para evitar esses efeitos além daqueles sobre a cinética da têmpera, tenacidade e resistência à fluência^{4, 12}.

As adições destes dois elementos permitem uma melhor eficiência na redução do cromo equivalente e por consequência da formação de ferrita- δ especialmente porque não possuem efeito marcante sobre a temperatura AC_1 ¹⁴, como pode ser visto na figura 16, abaixo.

Figura 13-Efeito do Ni+Mn em AC_1 para aços P91.²

O cobre e o cobalto também devem ser considerados por seus papéis individuais sobre a microestrutura dos aços Cr-Mo. O Cobre, quando presente, favorece a precipitação fina da fase de Laves sobre seus precipitados que neste caso atuam como sítios de nucleação, este fato implica em uma estabilização mais rápida da microestrutura durante o envelhecimento ou ao longo do regime em fluência². A presença do cobalto tende a acelerar o coalescimento dos precipitados do tipo $M_{23}C_6$ e também contribui para a precipitação de fases deletérias, por isso e também devido ao alto custo seu teor geralmente é limitado a 1% nesta família de aços⁵.

Outros elementos intersticiais além do carbono têm papel importante sobre as propriedades dos aços Cr-Mo, o **nitrogênio** forma juntamente com vanádio e nióbio, nitretos que se distribuem finamente na microestrutura desses aços contribuindo significativamente para a resistência mecânica e à fluência. Mais além, seu efeito como elemento austenitizante e sua baixa solubilidade na ferrita devem ser considerados. No entanto sua concentração deve ser rigorosamente controlada, normalmente em uma faixa entre 0,05 e 0,1%, a fim de se evitar efeitos nocivos à tenacidade e soldabilidade, sobretudo por acelerar a formação de fases deletérias e o coalescimento dos precipitados ^{16, 17}.

alteradas em função da tensão e das temperaturas aplicadas ao longo da vida em trabalho, especialmente pelo comportamento dos mecanismos de endurecimento atuantes sobre a microestrutura.

O efeito dos tratamentos térmicos de normalização e revenimento, comumente utilizados tanto nos aços da classe 2,25%CrMo como da classe 9-12%Cr, em relação aos mecanismos de endurecimento por solução sólida e por precipitação foi mostrado na figura 17, que revela ainda a complexa relação entre eles e suas implicações sobre a resistência à fluência. O papel destes dois mecanismos sobre as propriedades mecânicas a altas temperaturas é o mote de vários trabalhos encontrados na literatura, o efeito da normalização sobre a fração de ferrita- δ , sobre o crescimento do grão austenítico e a precipitação do $M_{23}C_6$ é relacionado principalmente com o tempo de permanência da temperatura no campo austenítico, sendo mais evidente quanto maior o tempo e a temperatura do tratamento térmico ⁵.

O efeito da temperatura de normalização sobre o tamanho de grão da austenita pode ser visto na figura 18.

Figura 15- Tamanho de grão da austenita para um aço 9CrMo W após tratamento térmico de normalização a diferentes temperaturas ²

Segundo Ferreira ²⁶, no intuito de melhor compreender o efeito da temperatura de normalização sobre a fração de ferrita- δ e sobre o tamanho de grão da austenita prévia em aços da classe 9-12% CrMo W, investigou em seu trabalho três rotas de tratamento térmico que, além de usualmente descritas na literatura, também atendem as especificações recomendadas pela norma ASTM A182/A182M.

A figura 19 abaixo relaciona os resultados fração de ferrita e tamanho de grão de austenita, à temperatura e tempo de tratamento térmico, obtidos em função dos seus efeitos sobre as variáveis acima descritas.

Figura 16- Comportamento antagônico entre fração volumétrica de ferrita- δ e o tamanho de grão da austenita prévia.²⁶

Os resultados deste estudo em relação à resistência mecânica mostraram que não houve alteração significativa nos limites de escoamento e ruptura, tampouco no alongamento total. No entanto, a figura 19, permite observar que a fração volumétrica de ferrita- δ é reduzida tanto pela elevação da temperatura de normalização ou pela elevação do tempo de permanência no campo austenítico. Deve-se ressaltar que a ordem de comparação estabelecida entre as rotas de tratamento térmico aplicadas neste caso somente é possível levando-se em consideração a difusão dos elementos que governam os dois processos²⁶.

O papel do revenimento nestes aços vai mais além do que somente aliviar as tensões provocadas pela transformação martensítica, a temperatura e o tempo de tratamento terão efeitos significativos sobre a estabilidade da microestrutura e também sobre a cinética de precipitação. Temperaturas mais baixas de revenimento tendem a manter alta a densidade de discordâncias favorecendo a recuperação e a recristalização da martensita revenida à ferrita equiaxial, isto reduz a resistência à fluência, em especial para longos tempos de exposição^{14, 5, 16}.

Sobre a cinética de precipitação, os estágios iniciais do revenimento são marcados pela fina precipitação de carbonetos ao longo dos contornos de grão da austenita prévia e entre as ripas da martensita elevando a resistência à fluência². Temperaturas de tratamento mais altas, entre 750 e 780°C, favorecem a precipitação fina de carbonetos e carbonitretos de vanádio e nióbio, mais estáveis a altas temperaturas, além de reduzir o coalescimento dos precipitados ao longo do tempo de exposição em regime de fluência. O impacto da temperatura de revenimento sobre a dureza desses aços pode ser visto na figura 20 onde se observa que a temperaturas abaixo de 750°C a dureza desses aços permanece muito alta, indesejável caso seja necessário algum processo de soldagem e temperaturas mais altas além de amolecerem demais o material, não desejável para resistência mecânica a alta temperatura, podem causar a reaustenitização da microestrutura¹⁵.

Figura 17- Tendência do perfil de dureza em relação a diferentes tratamentos térmicos de revenimento após normalização por 2 horas em um aço do tipo 9CrMo W²

Em relação ao tempo, ao serem submetidos a altas temperaturas estes precipitados mudam suas estruturas e composições químicas devido à metaestabilidade característica^{27, 28}. Estas mudanças são consequência do inevitável efeito do envelhecimento, seja ele quando ocorre em condições de serviço ou durante um tratamento térmico de revenimento mais longo.

A figura 21 mostra o efeito do tempo e da temperatura sobre a sequência de precipitação ao longo do tempo de revenimento para um aço 2,25Cr-1Mo. Alterações na microestrutura causadas pela exposição a altas temperaturas como vistas na figura 20 terão impacto relevante sobre o endurecimento por precipitação e, como ora visto sobre as propriedades mecânicas nas ligas metálicas. Em especial nos aços CrMo essas mudanças ocorrem, principalmente, no coalescimento e na estequiometria dos precipitados, exercendo influências deletérias sobre a resistência mecânica a altas temperaturas em especial sobre a fluência dessa família de aços².

Figura 18- Diagrama isotérmico mostrando a sequência de formação dos carbonetos em função do tempo de revenimento em um aço 2,25Cr-1Mo¹²

Portanto a caracterização dos precipitados, bem como das fases secundárias tais como as Fase de Laves e Fase Z, presentes na microestrutura através das técnicas disponíveis surge como uma importante ferramenta para o acompanhamento da sua evolução ao longo da vida em fluência. Em relação ao estudo deste comportamento nos últimos anos, várias pesquisas têm sido empregadas no sentido de avaliar e caracterizar a evolução destes precipitados e seus efeitos sobre as propriedades mecânicas dos aços Cr-Mo^{2, 19}.

A figura 22 traz um desenho esquemático das microestruturas encontradas nos aços ferríticos resistentes a altas temperaturas ao longo de sua evolução, da distribuição e da morfologia destes precipitados que, como citado anteriormente serão preferencialmente encontrados nos contornos de grão da austenita prévia e entre as ripas da martensita nas composições mais modernas do tipo 9-12%Cr. Precipitados dos tipos MX, M₂X, M₃C, M₇C₃, M₂₃C₆, M₆C, como os vistos nas figuras 21 e 22, são relatados nas várias composições dos aços CrMo e possuem diferenças significativas em suas composições químicas, morfologias e na distribuição.

Algumas dessas características intrínsecas relacionadas a estes precipitados serão mais discutidas a seguir. Carbonetos-ε ou Fe₂4C, possuem estrutura cristalina hexagonal compacta, são geralmente formados para teores de carbono maiores que 0,2% como produto de frações de carbonetos não segregados durante o revenido. Seu tamanho é bem reduzido uma vez que se formam a baixas temperaturas, a figura 21 representa bem este comportamento e sua ocorrência apenas nos estágios iniciais do revenimento. Apresenta-se normalmente na forma de agulhas e na maioria dos casos não serão encontrados nos aços CrMo comerciais na condição normalizado e revenido.

Figura 19- Desenho esquemático das microestruturas e da distribuição dos carbonetos ao longo da evolução dos aços ferríticos para altas temperatura¹⁴

Os carbonetos e carbonitretos do tipo **MX** possuem estrutura do tipo CFC com posições bem definidas para o metal (principalmente vanádio e nióbio) e seu ligante (carbono ou nitrogênio). Precipitam finamente na matriz ao longo dos contornos de ripa da martensita e dos contornos de subgrão formando precipitados coerentes e com tamanho médio entre 20 e 40 nm^{14,16}. Além de formarem precipitados finos estes carbonitretos são muito estáveis, estudos mostram que eles contribuem de maneira relevante na estabilização da martensita e na supressão da transição do regime transiente durante a fluência elevando consideravelmente a resistência destes aços¹⁶.

No entanto para longos tempos de exposição a altas temperaturas e em função do teor de nitrogênio estes precipitados podem dar origem a fases secundárias deletérias do tipo Fase-Z¹⁶. Com uma estrutura cristalina ortorrômbica e estequiometria semelhante à cementita os precipitados do tipo **M3X** são ricos em ferro e as solubilidades do cromo e do molibdênio são limitadas antes do revenimento². Precipitando ao longo das ripas e dos contornos de ripa da martensita, estudos apontam que estes precipitados são metaestáveis, sua evolução contribui para o endurecimento secundário e não se espera combinações estáveis para tal.

A figura 23 mostra diagramas experimentais tempo versus temperatura da estabilidade dos carbonetos em aços com diferentes composições, mas similares à apresentada na figura 20. Estes diagramas mostram que os carbonetos do tipo M_3C podem ser encontrados mesmo a temperaturas altas, mas apenas nos primeiros estágios do revenimento, prevalecendo a tendência de se

dissolverem com o tempo e com a temperatura fornecendo o carbono para outros carbonetos mais estáveis como os do tipo M_7C_3 . Precipitados do tipo M_2X são ricos em Cr e Mo e podem preceder a formação de outros precipitados ricos em Cr e Mo, como o M_6C e o $M_{23}C_6$, conforme se pode ver na figura 23, exceto para o Aço ³. Devido a sua estequiometria e instabilidade ele pode ser considerado como o principal causador da perda de resistência por solução sólida produzida pelo molibdênio nos aços Cr-Mo. No entanto as adições de vanádio tendem a estabilizar estes precipitados permitindo sua presença mesmo a altas temperaturas ^{2, 29}.

Seja durante os tratamentos térmicos ou ao longo da vida térmica dos aços, esses precipitados são formados após um considerável tempo e podem ser encontrados tanto na matriz quanto ao longo dos contornos de grão. O M_2X possui uma estrutura hexagonal e inicialmente se apresentam como finas partículas coerentes com a matriz que evoluem com o tempo crescendo e se tornando incoerentes tomando uma morfologia acicular ¹⁹.

Figura 20- Diagramas experimentais tempo x temperatura para a estabilidade dos carbonetos nos aços: 1 - 0,02%p V, 0,70%p Mo, 2 - 0,12%p V, 0,73%p Mo, 3 - 0,32%p V, 0,70%p Mo, 4 - 0,34%p V, 0,95%p Mo.²

Assim como os precipitados do tipo M₂X os precipitados M₇C₃ são ricos em ferro e cromo. Possuem estrutura hexagonal ou ortorrômbica e podem ser incluídos na classe de carbonetos secundários que ocorrem mediante a dissolução de outros carbonetos, principalmente do M₃C⁴. Segundo Kroupa¹⁵, sua presença está condicionada a temperaturas mais altas (acima de 500°C), onde pode coexistir com outros precipitados tais como o M₂₃C₆, no entanto para temperaturas mais baixas o M₇C₃ se decompõe em carbonetos mais estáveis.

O M₇C₃ precipita tanto nos contornos de grão da austenita prévia quanto nos contornos de ripa da martensita apresentando uma forma globular e quando presente na matriz precipita com forma acicular. Após longos tempos durante a sua ocorrência diminui e em contrapartida seu diâmetro médio aumenta devido ao coalescimento. Formados durante o revenimento ou pela dissolução de outros precipitados, o M₂₃C₆ pode ser considerado como predominante para todas as composições dos aços da família Cr-Mo. Sua precipitação ocorre preferencialmente ao longo dos contornos de grão da austenita prévia independente dos tratamentos térmicos posteriores ou após longo tempo de exposição a altas temperaturas. Estrutura do tipo CFC são geralmente equiaxiais e ricos em ferro, cromo, tungstênio e molibdênio². Para temperaturas mais altas os carbonetos do tipo M₂₃C₆ tendem a crescer à custa de carbonetos vizinhos, como consequência o endurecimento por precipitação é reduzido no sentido inverso ao seu crescimento o qual, por sua vez, implica diretamente na interação com as discordâncias e por fim na degradação da resistência à fluência².

	Cr	Fe	W	Mo
	(%p)	(%p)	(%p)	(%p)
9Cr-1Mo	67,21	29,03	0	3,76
9Cr-0,8Mo-1,2W	62,43	25,33	9,41	2,83
9Cr-0,5Mo-1,8W	59,97	26,83	11,32	1,88
9Cr-0,1Mo-2,7W	59,34	25,93	13,45	1,19

Figura 21- Tabela de Composição química para o carboneto M₂₃C₆ após tratamento térmico para quatro aços Cr-Mo⁴

O tungstênio e molibdênio, somados às adições de boro, se solubilizam nestes precipitados e atuam de forma direta na redução do coalescimento ao conferir estabilidade térmica ao M₂₃C₆. Adições de vanádio e nióbio tendem a reter o crescimento de forma indireta, estabilizando-os pela precipitação dos carbonitretos do tipo MX. Assim a contribuição para o endurecimento por precipitação do M₂₃C₆ não é perdida mesmo para longos tempos de exposição^{5, 29}.

Se não observadas algumas condições, o coalescimento e a evolução dos carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ é inevitável. Segundo a literatura após longos tempos de exposição a altas temperaturas o produto desta evolução serão os carbonetos do tipo M_6C , que também podem ser oriundos da evolução direta dos carbonetos do tipo M_2C como pode ser visto na figura 21.

O M_6C precipita ao longo dos contornos de grão e sua estabilidade está diretamente ligada à composição química dos aços CrMo em especial ao teor de molibdênio ^{4,29}. Com estrutura cristalina CFC eles são tomados como carbonetos ternários com composição variando entre Fe_3M_3C e Fe_4M_2C , onde M pode ser Mo e W ¹⁷. De acordo com os estudos de Furtado ³⁰ em ensaios de ruptura por fluência a carga constante e para temperatura de ensaio de 566°C estes precipitados tendem a se formar após 1700 h e sua presença seguirá aumentando continuamente ao longo do tempo de exposição nestas condições em aços 9Cr-1Mo.

A evolução e o coalescimento dos precipitados não devem ser considerados como os únicos fatores para a deterioração das propriedades mecânicas a altas temperaturas. Conforme citado anteriormente, os aços da família CrMo são muito sensíveis à composição química e, para algumas delas, a formação de fases secundárias também vão exercer um papel considerável sobre a resistência destes materiais à fluência. A **fase de Laves**, $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$, é uma fase intermetálica formada nesta família de aços durante a exposição sobre regime de fluência e normalmente sua nucleação ocorre na interface entre a matriz e os precipitados do tipo $M_{23}C_6$.

Possuem uma estrutura hexagonal com pequenos teores de Si, P e C dissolvidos e são comumente encontrados ao longo dos contornos de grão e subgrãos ^{4,5}. Seu papel sobre a resistência mecânica dos aços CrMo é controverso. Alguns autores afirmam que sobre condições de fluência e a temperaturas próximas das de solubilização desta fase, poucas partículas são nucleadas. Estas por sua vez tendem a crescer e a coalescer a taxas mais altas ao longo do tempo, o que implica em um consumo significativo do molibdênio e do tungstênio, reduzindo o endurecimento por solução sólida e por consequência a resistência à fluência ⁴.

No entanto quando formada em temperaturas mais baixas que sua temperatura de solubilização, uma fina dispersão da fase de Laves pode ser encontrada nos aços CrMo em especial naqueles que contêm W. Neste caso esses precipitados vão contribuir significativamente para o aumento da resistência à fluência ao estabilizar indiretamente os precipitados do tipo $M_{23}C_6$ e reduzir a deformação nos contornos de grão e subgrão. Oriunda da dissolução dos precipitados do tipo MX e M_2X a **Fase-Z**, $Cr(Nb, V)N$, tende a se formar após a exposição por longo tempo a altas

temperaturas durante o regime de fluência especialmente nos aços CrMo que contêm nióbio, nitrogênio e teores mais elevados de cromo.

Estes nitretos complexos de estrutura tetragonal são inicialmente formados como placas finas e podem ser encontrados ao longo dos contornos de grão da austenita prévia e no interior dos grãos. Sua formação contribui para a recuperação da martensita e tanto o crescimento quanto o coalescimento ocorrem a taxas muito altas, potencializando seu papel deletério sobre a resistência à fluência destes aços ferríticos³¹. Não menos importante que a caracterização individual dos precipitados, a determinação de uma sequência para a precipitação ao longo do tempo de exposição se tornou o mote de vários trabalhos desde as primeiras composições de aços CrMo aplicadas em escala industrial sob condição de elevada temperatura e pressão³¹.

O intuito da avaliação das sequências propostas reside no fato que elas poderiam representar um importante fator para elucidar como todos os processos envolvidos na fabricação desses aços influem no processo evolutivo dos precipitados nos patamares de operação. Além disso, podem se constituir em uma importante informação para estimar a vida residual destes aços e consequentemente prolongar sua vida em serviço. O trabalho de Furtado³⁰ apresenta resultados para evolução dos carbonetos em aços CrMo modernos que se aproximam da clássica sequência de precipitação. Esta sequência prevê ao final da precipitação para longos tempos de exposição a presença tanto de carbonetos estáveis do tipo M_6C e $M_{23}C_6$, quanto menos estáveis como os do tipo M_7C_3 nos aços da família Cr-Mo, conforme ilustrado na Figura 25 abaixo.

Figura 22- Sequência de evolução dos precipitados observada por Varin e Haftek em aços Cr-Mo³⁰

Os estudos de Varin e Haftek, ilustrados na figura 25, foram realizados em amostras do aço 1Cr-0,5Mo uma das primeiras composições dessa família de aços que foram expostas por longo tempo a temperatura de 520°C, neste caso foi observado que a precipitação ocorria preferencialmente nos contornos de grão da ferrita ⁴. O surgimento dos carbonetos M_6C , apontado por eles após 122.000 horas de exposição a altas temperaturas mostrou, de forma prática, a importância do estudo da sequência de precipitação destes aços como ferramenta para determinação da vida residual. Para alimentar sua nucleação e crescimento o M_6C encontrado ao final desta sequência necessita de grandes quantidades de molibdênio o que gera a dissolução de outros carbonetos da matriz com consequente resultado sobre o endurecimento por precipitação ^{4,30}.

Outras sequências de precipitação são sugeridas por diversos autores, estas evoluções apresentam variações consideráveis entre resultados obtidos, sejam eles durante ensaios acelerados de fluência ou mesmo pela análise de materiais envelhecidos durante sua vida útil e submetidos a altas temperaturas. O próprio trabalho de Varin e Haftek ilustrado pela figura 25 remota a trabalhos anteriores tais como os de Andrews e Hughes ³² e os de Baker e Nutting ³¹. A figura 27 abaixo mostra uma rota de evolução partindo da matriz e passando por quatro caminhos, proposta por Andrews e Hughes nos anos 50, nos primórdios do desenvolvimento dos aços Cr-Mo, uma característica marcante desta sequência é a possibilidade de nucleação independente entre os precipitados.

Figura 23- Sequência de evolução dos precipitados em aços CrMo de acordo com Andrews e Hughes³²

Após os trabalhos Andrews e Hughes, as sequências de precipitação de carbonetos foram sistematicamente estudadas por Baker e Nutting que aplicaram vários tratamentos térmicos em aços do tipo 2,25Cr-1Mo. Estes estudos permitiram propor rotas de precipitação características para cada tratamento térmico como pode ser visto nas figuras 27 e 28 abaixo que mostram a evolução dos precipitados para aços na condição temperado e revenido e normalizado e revenido respectivamente. De fato estas sequências clássicas e outras propostas por diferentes autores, não citados neste trabalho, apesar das diferenças entre si acabam por convergirem para a relevância do fato da superposição dos efeitos causados, sejam eles pelos elementos adicionados no balanço da composição química dos aços Cr-Mo, pela influência dos tratamentos térmicos que determinam as microestruturas iniciais ou pela vida térmica as quais estão submetidos estes materiais em operação.

Portanto essas rotas de precipitação nada mais configuram que uma tendência e não devem ser aceitas como correlações exatas ⁴.

Figura 24- Sequência de precipitação em aços temperados e revenidos segundo Baker e Nutting³¹

Figura 25- Sequência de precipitação em aços normalizados e revenidos segundo Baker e Nutting³¹

Como anteriormente descrito, molibdênio e tungstênio apresentam relevantes acréscimos à resistência mecânica, principalmente em materiais submetidos à fluência, quando presentes em solução sólida. Contudo, estes dois elementos de liga também vão exercer papel relevante sobre o endurecimento por precipitação, carbonetos ricos em Mo e W como o $M_{23}C_6$ e fases intermetálicas como a Fase Laves (quando finamente dispersa) serão encontrados tanto no F/P91 (9Cr-1Mo) quanto no F/P92 (9Cr-1,8W) com significativo efeito sobre a resistência à fluência destes materiais .

No entanto o sucesso dos mecanismos de endurecimento, como ora citado, não dependerá somente do balanço químico desta família de aços, mas sim do efeito combinado da composição junto aos tratamentos térmicos aplicados, sejam eles após o processo fabril ou após processos de soldagem. Neste contexto a atenção dada a estas duas variáveis não se relaciona somente aos mecanismos de endurecimento esperados, mas também ao teor de ferrita- δ e à soldabilidade.

As normas aprovadas sugerem temperaturas mínimas de normalização e revenimento devem ser 1040°C e 730°C respectivamente^{15, 4}. Tomando como referência as normas aplicadas a estes aços, seja ela para tubos ou para forjados, a presença da ferrita- δ não é esperada após os tratamentos térmicos. Porém em teores de até 10% acredita-se que a presença desta fase aumenta a resistência destes aços a altas temperaturas sem comprometimento da ductilidade^{14, 15}. A tendência de formação da ferrita- δ é frequentemente reportada pela literatura em termos de “Cromo-equivalente” (Cr_{eq}), como mostra a equação 01 (abaixo) proposta por Tanaka³³.

$$Cr_{eq} = Cr + 6Si + 4Mo + 1,5W + 11V + 5Nb - 40C - 30N - 4Ni - 2Mn - 2Co \text{ (\%peso)}$$

(1)

Neste caso valores iguais ou maiores que 10 para o Cr_{eq} apontam uma maior tendência de formação da ferrita- δ . Quando em teores maiores que 10% a presença de ferrita- δ vai se revelar em significativas perdas na ductilidade e na tenacidade, com conseqüente redução da resistência a altas temperaturas além de tornar mais restritiva a soldabilidade dos aços Cr-W, em especial quando aplicados em componentes com menor espessura^{14,33}.

2.4 CALDEIRAS E VASOS DE PRESSÃO

Vaso de pressão é o nome dado para designar recipientes hermeticamente fechados, submetidos a pressões e temperaturas maiores que a atmosfera ambiente, normalmente estes vasos contêm água e o objetivo de pressurizá-los é produzir vapor de água, este vapor por sua vez é usado como fonte de calor para processar matérias prima da uma dada linha de fabricação e/ou como fonte de energia para movimentação outros componentes desta e de outra linha²³. A Caldeira é o equipamento constituído de vasos de pressão mais largamente usado na indústria.

Caldeiras a vapor são equipamentos destinados a produzir e acumular vapor, seja este de água ou outro fluido, sob pressão superior a atmosférica onde este vapor pode ser usado em condições tais como: baixa pressão, alta pressão, vapor saturado ou superaquecido, utilizando a energia resultante da queima de combustíveis, entre eles: bagaço de cana de açúcar, madeira picada, resíduos florestais e outros derivados de biomassa, que podem ser queimados sozinhos ou combinados com carvão, óleo e (ou) gás natural²³. Dentre vários tipos de caldeiras destaca-se hoje no cenário da produção de energia renovável as caldeiras de alta pressão, caldeiras são equipamentos grandes e pesado sendo o principal gerador de energia renovável ou bioenergia conhecido atualmente é constituído de vasos fechados submetidos à pressão e contendo água que se transforma, em vapor, a figura 29³⁴ mostra a fotografia de uma caldeira de alta pressão instalada em uma usina produtora de etanol no estado do Mato Grosso do Sul no Brasil que gera energia a partir da queima do bagaço

da cana de açúcar com capacidade de 250.000Kg/h, pressão de 100kgf/cm² a uma temperatura de 540°C.

A principal característica deste tipo de caldeira é o fato de os tubos de circulação de água ficar fora dos tubulões, ou tambores, da caldeira constituindo com estes um feixe tubular e no fato da água circular no interior dos tubos e os gases quentes estarem em contato com a superfície externa destes tubos, obtendo com isso superfícies de aquecimento muito grandes, o que torna sua constituição mais eficiente. Devido esta inversão, os esforços desenvolvidos nos tubos pelas altas pressões são esforços de tração ao invés de compressão, como ocorrem nas demais caldeiras, esta diferença faz com que as caldeiras de alta pressão sejam empregadas quando o interesse é obter pressões e rendimentos elevados²³.

*Figura 26- Caldeira de alta pressão*³⁴

De acordo com os objetivos a que se propõe uma caldeira de alta pressão, há muitos tipos e modificações para que estas alcancem pleno rendimento, de acordo com cada demanda de projeto. Uma caldeira de vapor é composta por vários equipamentos secundários, como veremos a seguir. A estrutura de sustentação, entre eles, escadas, plataformas e passadiços para o acesso normal a todas as portas de acesso e inspeção, válvulas e instrumentos²³.

A Fornalha que Tem a função de manter a chama em uma temperatura elevada para que esta queime o combustível completamente, é projetada levando em consideração tempo de residência, velocidade dos gases, ponto de amolecimento das cinzas e circulação, a fornalha

basicamente é constituída de paredes de tubos ligados entre si por barras comumente chamadas de aletas, isto garante a estanqueidade desta parte da caldeira, evitando vazamentos dos gases gerados durante a combustão, estas paredes são denominadas paredes d'água isto se dá porque dentro dos tubos destas paredes circula a água, que é submetida a alta temperatura vaporizando-se. Ainda é dotada de um cinturão refratário que aumenta a temperatura da fornalha nessa região e permite a queima de combustíveis com teor de umidade mais elevado²³.

Os dois principais sistemas de queima em suspensão usados na fornalha de uma caldeira são a grelha, seja esta fixa ou móvel e o leito de sopradores na base da fornalha, que mantém as partículas de combustível em suspensão, este sistema é denominado Leito Fluidizado. Na figura 30 poderemos ver um desenho esquemático com as partes principais de uma caldeira de vapor indicadas³⁵.

Figura 27- Figura esquemática de uma Caldeira³⁵

O pré-aquecedor de ar tem a finalidade de aumentar a eficiência da caldeira aquecendo o ar utilizado na queima do combustível aproveitando os gases provenientes da combustão, fazendo isso através de troca térmica com os gases de saída, os quais passam por dentro de um conjunto de tubos e o ar de combustão passa por fora e é aquecido entre 120 e 300 °C, dependendo do tipo de instalação e o combustível queimado²³. O Superaquecedor é o equipamento destinado a aumentar a temperatura do vapor saturado que sai do tubulão de vapor, tornando este mais seco sem aumentar sua pressão. É constituído de tubos em forma de serpentina onde o vapor circula internamente, recebendo diretamente a radiação de calor da fornalha.

Economizadores podem ser feitos com tubos lisos ou aletados, têm por finalidade o aumento da eficiência da caldeira, assim como os pré-aquecedores, desta vez, porém, através de troca térmica entre a água de alimentação e os gases de saída da caldeira, onde os gases com temperatura mais alta aquecem a água, com a elevação da temperatura da água que será vaporizada há redução significativa de consumo de combustível produzindo a mesma quantidade de vapor. O condensador opera como um trocador de calor do tipo casco-tubos, tendo como fluido frio a água de alimentação da caldeira e como fluido quente o vapor saturado proveniente do tambor de vapor, possui essencialmente a função de fornecer condensado de alta pureza ao sistema de controle de temperatura do vapor²³.

O tubulão de vapor é o principal componente da caldeira, também conhecido como balão é um ou dois corpos cilíndricos contendo em seu interior água e vapor formado pela troca térmica entre os gases da combustão e a água em circulação na caldeira tendo como principal função a separação da água do vapor. A água é distribuída no tubulão através de furos dispostos em toda a sua extensão, nestes furos estão ligados tubos geralmente posicionados em 45° para baixo e direcionados para a parte traseira do costado do tubulão, é onde a água circula, estes equipamentos trabalham com alta temperatura e pressão constantemente, é a região mais controlada e crítica da fabricação de uma caldeira, e onde se concentram as partes mais espessas de uma caldeira, podendo chegar em alguns casos a até 130 mm na espessura da parede do tubulão de vapor²³.

2.5 MECÂNICA DA FRATURA

Os estudos sobre Mecânica da Fratura surgiram em função da Impossibilidade de prever o comportamento dos materiais na hipótese da presença de defeitos de descontinuidades, podendo estas serem superficiais ou internas, utilizando apenas os conceitos tradicionalmente baseados apenas na resistência a tração do material em questão.

Especialmente após o início da 2ª Guerra Mundial a utilização dos aços para aplicações industriais teve um crescimento exponencial, porém questões que afetavam diretamente a dimensionamento do projeto e consequentemente seu custo e vida útil em regime de trabalho com uma margem de segurança, que só puderam ser respondidas com o desenvolvimento da ciência da mecânica da fratura³⁶. Por exemplo: Qual o tamanho de um defeito tolerável em um componente estrutural, sabendo-se seu material e carregamento? Quais os fatores que levam ao surgimento de uma trinca? Quanto tempo demora para a trinca crescer a partir de um dado tamanho inicial? Qual a vida em serviço após o surgimento de uma trinca e qual a influência de sua geometria e tamanho inicial na vida útil de um dado componente? Após a detecção de uma trinca, quão frequentemente devem ser as inspeções? É possível detectar estes defeitos e determinar a sua dimensão máxima utilizando-se técnicas de ensaios não destrutivos como ensaio radiográfico e de ultrassom, estas técnicas e ensaios têm acompanhado a evolução tecnológica das últimas décadas e se tornando cada vez mais acessíveis e precisas em seu diagnóstico³⁶.

A Mecânica da Fratura possibilita prever se um defeito encontrado em um componente irá propagar-se de uma maneira catastrófica levando a estrutura em questão a um colapso, quando sob a ação de um carregamento conhecido. Com isto, é possível determinar o grau de segurança que um determinado componente ou estrutura possui, e a chance de ocorrência de uma falha por fratura frágil. Os parâmetros da Mecânica da Fratura medem a capacidade do material de resistir à fratura catastrófica são denominados de tenacidade à fratura: KIC, JIC e CTOD.

Estes valores são obtidos em laboratório por meio de ensaios de carregamento até a fratura, em corpos de prova padronizados com geometrias bem definidas e contendo pré-trincas de tamanhos conhecidos. A seguir consideraremos um breve resumo do desenvolvimento da mecânica da fratura:

1920 - Griffith usou a primeira lei da termodinâmica para formular a teoria da fratura baseada no balanço de energia. O modelo de Griffith previa a relação entre resistência do vidro e tamanho da falha, depois de muita pesquisa concluiu-se que a teoria de Griffith não era aplicável aos metais. Década de 50 - Após estudar os trabalhos de Griffith e de outros pesquisadores, Irwin modificou o modelo de Griffith para permitir sua aplicação em metais e em 1956 desenvolveu o conceito de taxa

de alívio de energia(G). Entre 1960 e 1980 - Ocorreu um grande desenvolvimento na área de mecânica da fratura, sendo que em 1960 os fundamentos da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), foram bem estabelecidos e os pesquisadores se concentraram em estudar os efeitos da plasticidade na ponta da trinca. Em 1961 Wells, enquanto fazia pesquisas com aços estruturais, verificou que em função destes materiais serem muito dúcteis o uso da MFLE não era aplicável, desde então ele desenvolveu o conceito de CTOD (Crack tip open displacement) e os conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-plástica (MFEP). Em 1965 foi criado o Comitê de Mecânica da Fratura da ASTM e em 1968, Rice desenvolveu o conceito para caracterizar materiais com comportamento dútil, a Integral J . A escolha de qual é o método mais adequado para utilização deve ser avaliada em função das características do material em uso e da geometria da peça/equipamento Dowling ³⁷ sugere a utilização do diagrama apresentado na Figura 31, para a determinação do método a ser utilizado³⁶.

Figura 28 - Digrama proposto por Dowling para avaliação da tenacidade à Fratura³⁷

Normalmente, os materiais apresentam uma variação de tenacidade ou de ductilidade com a variação da temperatura. Metais com estrutura cristalina cúbica de faces centradas como, por exemplo, cobre, alumínio, níquel e aço inoxidável austenítico, apresentam uma queda suave de tenacidade com a diminuição da temperatura. Por sua vez, metais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, por exemplo, aços ferríticos, apresentam sensível queda em tenacidade em

certa faixa de temperatura. Deve ser notado que a causa da transição do comportamento dos aços ferríticos de dútil para frágil quando a temperatura diminui é uma mudança no modo metalúrgico de fratura de cisalhamento para clivagem, por uma inibição dos mecanismos de deformação plástica. Como uma consequência desse aumento da restrição à deformação plástica, e não como uma causa, temos uma passagem de escoamento em larga escala para escoamento restrito no comportamento mecânico macroscópico do material, fazendo com que o material frature logo após o limite de escoamento ser atingido. Não só a temperatura, mas qualquer parâmetro que restrinja a deformação plástica pode provocar uma queda na tenacidade ou na ductilidade, por exemplo, a taxa de deformação ou o estado de tensões dominante³⁶. O efeito da taxa de deformação na tenacidade ou na ductilidade é inversamente proporcional à taxa de deformação, quanto maior for a taxa de deformação, menor será a tenacidade ou a ductilidade. A presença de um entalhe (ou de outro concentrador de tensão) em um componente, que pode alterar o estado de tensões dominante para triaxial na região do entalhe, dificulta a deformação plástica e, conseqüentemente, reduz a ductilidade (ou a tenacidade) a uma dada temperatura³⁶. A presença de um entalhe tende a aumentar a temperatura de transição dútil-frágil, tendo, portanto, um efeito similar ao aumento da taxa de deformação, como é mostrado na figura 32.

Figura 29- Efeito de concentradores de tensões na ductilidade de metais com transição dútil-frágil³⁷

2.5.1 TIPOS DE FRATURA NOS MATERIAIS

Em geral uma trinca é nucleada e propaga-se até uma dimensão crítica a partir da qual o elemento se rompe ou entra em colapso estrutural, a região onde ocorre esta separação é denominada fratura. Embora a corrosão e o desgaste, podendo ser provocado por meio químico, desgaste, impacto, temperatura e/ou a combinação de duas ou mais destas causas e a fatores como carga e ciclo de trabalho exercem influência sobre o tempo de vida útil dos elementos reduzindo sua vida útil. Este estudo, porém atem-se aos aspectos de comportamento do material a partir de sua deformação e a caminho da falha³⁷.

Os tipos básicos de falha de material que são classificados como deformação ou fratura são indicados na figura 33. Uma vez que existem várias causas diferentes, é importante a correta identificação daqueles aplicáveis a cada caso estudado, de modo que os métodos de análise apropriados podem ser escolhidos ou predizer o comportamento³⁷. Os diversos tipos de deformação e fratura são definidas e brevemente descritas a seguir, na figura 35.

Figura 30- Tipos básicos de deformação e fratura³⁷

Deformações são quantificadas em termos de tensão normal e de cisalhamento em mecânica dos materiais. O efeito cumulativo das tensões ao qual o componente é submetido é o causador da deformação. Deformação excessiva, especialmente se permanente, é muitas vezes prejudicial. Deformação que aparece rapidamente após o carregamento pode ser classificado tanto

como deformação elástica e deformação elástica é aquela recuperada imediatamente após o alívio da carga aplicada³⁷.

Para a carga axial, a constante de proporcionalidade, é o módulo de elasticidade, E . Testes de tensão são muitas vezes utilizados para avaliar a resistência e ductilidade dos materiais, teste é feito com uma barra alongada em tensão trativa até que Frature. A resistência à tração, σ_u , que é a maior tensão alcançada antes da fratura, é obtido junto com a tensão de escoamento, σ_y , e a tensão de ruptura σ_f .

O último é uma medida de ductilidade e é normalmente expressa como uma percentagem, em seguida, sendo chamada a percentagem de alongamento. Deformações plásticas de grande porte podem ocasionar falha ou colapso do elemento ou estrutura em questão. Por exemplo, o colapso de uma ponte ou prédio de aço, durante um terremoto poderia ocorrer devido à deformação plástica acima do limite para o qual o material usado foi projetado. No entanto, deformação plástica pode ser relativamente pequena, mas ainda assim causar mal funcionamento de um componente³⁷. Por exemplo, em um eixo de rotação, uma ligeira curvatura resultante rotação em desbalanço, pode causar vibração e, talvez, a falha inicial dos rolamentos que suportam o eixo. A deformação plástica não é recuperada após descarregar e, portanto, permanente.

A diferença entre deformação elástica e plástica é que uma vez que a deformação plástica começa apenas um pequeno aumento na tensão geralmente provoca uma deformação adicional relativamente grande. Materiais capazes de sustentar grandes quantidades de deformação plástica é dito que se comportam de uma forma dútil, e aqueles que, fracturam sem muita deformação plástica se comportam de uma frágil maneira. Comportamento dútil ocorre para muitos metais, tais como aços de baixa resistência, cobre e chumbo, e para alguns materiais plásticos, tais como polietileno³⁷. Comportamento frágil ocorre para o vidro, pedra, plástico acrílico, e de alguns metais, testes de tensão são muitas vezes utilizado para avaliara resistência e ductilidade dos materiais.

Flambagem é a deformação devido à tensão de compressão que provoca grandes mudanças no alinhamento de colunas ou placas. Qualquer deformação elástica ou plástica, ou uma combinação de ambos, podem dominar o comportamento. Flambagem é geralmente considerado em livros sobre mecânica de materiais elementares e análise estrutural.

Três variáveis devem ser consideradas em relação à possibilidade de fratura de algum componente estrutural: a tenacidade à fratura (K_{IC}) ou a tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}), a tensão imposta (σ) e o tamanho do defeito. O efeito de um fator de concentração de tensões é mais significativo em materiais frágeis do que em materiais dúcteis. Para um material dútil, a

deformação plástica acontece quando a tensão máxima excede o limite de escoamento³⁸. Isso leva a uma distribuição mais uniforme das tensões na vizinhança do fator de concentração de tensões e ao desenvolvimento de um fator de concentração de tensões máximo, que é menor do que o valor teórico. Já a fratura frágil irá resultar quando, com a aplicação de uma tensão de tração, a resistência à tração teórica do material é excedida na extremidade de um desses defeitos. Isso leva à formação de uma trinca que então se propaga rapidamente.

Três variáveis devem ser consideradas em relação à possibilidade de fratura de algum componente estrutural, quais sejam: a tenacidade à fratura (K_{IC}) ou a tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}), a tensão imposta (σ) e o tamanho do defeito. Existem três maneiras fundamentais, ou modos, segundo as quais a carga pode operar sobre uma trinca conforme mostra a Figura 34, e cada uma irá causar um deslocamento diferente da superfície da trinca. O modo I consiste em um carregamento em tração, deslocamento das superfícies da trinca perpendicularmente a si mesmas; o modo II cisalhamento puro, deslocamento das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas e perpendicularmente à frente de propagação e o modo III cisalhamento fora do plano, deslocamento das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas. O modo I de carregamento é o mais encontrado em situações praticas, enquanto que os modos II e III são mais raros³⁸.

Figura 31– Modulos básicos de carregamento de uma trinca³⁸

2.5.2 MECÂNICA DA FRATURA ELÁSTICA LINEAR - MFEL

A resistência à fratura de um material sólido é uma função das forças de coesão que existem entre átomos. Com base nisto, a resistência coesiva teórica de um sólido elástico frágil foi estimada como sendo de aproximadamente $E/10$, onde E representa o módulo de elasticidade. As resistências à fratura obtidas experimentalmente para a maioria dos materiais empregados na engenharia, no entanto, está situada em geral entre 10 e 1000 vezes abaixo deste valor teórico²⁰.

Na década de 20, Griffith propôs que essa discrepância entre a resistência à tração teórica e a resistência à fratura observada poderia ser explicada pela presença de defeitos ou trincas muito pequenos, microscópicos, que sempre existem sob condições normais na superfície e no interior o corpo de um material. Esses defeitos deterioram a resistência à fratura, pois uma tensão aplicada pode ser amplificada ou concentrada na extremidade²⁰. No entanto, a magnitude dessa amplificação depende da orientação e da geometria da trinca.

Esse fenômeno está demonstrado na Figura 35, que representa um perfil de tensões através de uma seção reta que contém uma trinca interna. Conforme indicado por este perfil, a magnitude dessa tensão localizada diminui em função da distância para extremidade da trinca³⁹. Em posições mais distantes da extremidade, a tensão é igual à tensão nominal σ_0 , ou melhor, à carga aplicada dividida pela área da seção reta da amostra (perpendicular a essa carga). Devido às suas habilidades em amplificar uma tensão aplicada em suas localizações, esses defeitos são algumas vezes conhecidos por fatores de concentração de tensões³⁹.

Se admitirmos que uma trinca possua um formato elíptico e está orientada de acordo com uma direção perpendicular à tensão aplicada, a tensão máxima na extremidade da trinca, σ_m , é igual a:

$$\sigma_m = \sigma_0 \left[1 + 2 \left(\frac{a}{\rho} \right)^{1/2} \right] \quad (2)$$

Onde σ_0 representa a magnitude da tensão de tração nominal aplicada, ρ representa o raio de curvatura da extremidade da trinca, e a representa o comprimento de uma trinca superficial, ou metade do comprimento de uma trinca interna, conforme mostrado na figura 36. Para uma microtrinca relativamente longa que possui um pequeno raio de curvatura da extremidade, o fator

$(a/\rho)^{1/2}$ pode ser muito grande (certamente muito maior do que a unidade); sob essas circunstâncias, a Equação (35) toma a forma³⁹.

$$\sigma_m = 2\sigma_0 \left(\frac{a}{\rho}\right)^{1/2} \quad (3)$$

Assim sendo, σ_m será muitas vezes o valor de σ_0 . Algumas vezes, a razão σ_m/σ_0 é conhecida por fator de concentração de tensões K_t :

$$K_t = \frac{\sigma_m}{\sigma_0} = 2 \left(\frac{a}{\rho}\right)^{1/2} \quad (4)$$

que é simplesmente uma medida do grau segundo o qual uma tensão externa é amplificada na extremidade de uma trinca.

Figura 32 - A geometria das trincas de superfície e internas. (b) Diagrama esquemático do perfil de tensões ao longo da linha $X-X'$ em (a), demonstrando a amplificação de tensão nas extremidades da Trincas³⁹

O efeito de um fator de concentração de tensões é mais significativo em materiais frágeis do que em materiais dúcteis. Para um material dútil, a deformação plástica acontece quando a tensão máxima excede o limite de escoamento. Isso leva a uma distribuição mais uniforme das tensões na vizinhança do fator de concentração de tensões e ao desenvolvimento de um fator de concentração

de tensões máximo, que é menor do que o valor teórico. Já a fratura frágil irá resultar quando, com a aplicação de uma tensão de tração, a resistência à tração teórica do material é excedida na extremidade de um desses defeitos. Isso leva à formação de uma trinca que então se propaga rapidamente^{20, 39}. A Mecânica da Fratura Linear Elástica é o ramo da Mecânica da Fratura que se ocupa do comportamento de materiais rigorosamente elásticos ou que possuem uma plasticidade na ponta de defeitos reduzida. Exemplo de materiais que estão sob os preceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica: cerâmicos, semicondutores, ferros fundidos, vidro etc. É sabido que corpos reais submetidos a algum carregamento têm na extremidade de defeitos pré-existent uma severa amplificação de tensão (Figura 36).

Figura 33– Concentração de tensão na ponta da trinca³⁸

Essas tensões são dadas pelas seguintes equações:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (5)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (6)$$

$$\sigma_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (7)$$

Então, o campo de tensão pode ser mensurado por uma quantidade chamada fator intensidade tensão (K), que no modo I de abertura de trinca é o K_I . De acordo com as equações acima, conhecendo-se esta quantidade, conhece-se o campo de tensão. O fator de intensidade de tensões leva em consideração a tensão aplicada ao componente mecânico e o tamanho e geometria de trinca existente, segundo uma relação do tipo:

$$K_I = C_{1\sigma} \sqrt{\pi a} \quad (8)$$

O K_{IC} é uma propriedade intrínseca ao material, onde ocorre a fratura do mesmo. A esse valor crítico chama-se de Tenacidade à Fratura do material. O K_{IC} é uma propriedade de materiais com comportamento elástico, onde o processo de fratura não é acompanhado de deformação plástica na ponta da trinca. É por isso que só conseguimos definir K_{IC} quando a espessura do corpo trincado for importante, isto é, quando estivermos no estado plano de deformação. Visto que o tamanho da zona plástica na ponta da trinca é maior em corpos de prova no estado plano de tensão do que no estado plano de deformação. Estudos empíricos realizados com diversas ligas metálicas mostram que a espessura mínima do corpo de prova necessária para garantir um estado plano de deformação deve atender à condição:

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (9)$$

Onde K_{IC} – é o valor crítico de K_I em deformação plana e σ_{LE} é o limite de escoamento do material. Quando se realiza um ensaio com um corpo de prova que atende ao requisito acima de espessura mínima, respeitadas também outras condições que constam na norma, obtém-se um valor crítico de K_I , K_{IC} , chamado de tenacidade à fratura em deformação plana do corpo de prova.

Esse valor de KIC é uma propriedade intrínseca desse material para a temperatura do ensaio e velocidade de carregamento do corpo de prova.

2.5.3 LIMITAÇÕES DA MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA

A aplicação prática do conceito de intensidade de tensão K deve levar em conta as seguintes correções: ocorrência de plasticidade; efeitos de escala e diferentes geometrias da trinca. Com relação à plasticidade as soluções da **MFLE** para a ponta da trinca preveem tensões infinitas para $\rho \rightarrow 0$, sendo assim, um material frágil dotado de uma trinca não poderia suportar força alguma⁷. Entretanto, materiais reais deformam sob tensões finitas antes da fratura, o que implica a existência de uma região de deformação plástica junto à ponta da trinca como mostra a Figura 37. O raio da zona plástica, r_p segundo Irwin é dada pelas seguintes expressões³⁸:

tensão plana

$$\textbf{Tensão Plana} \quad r_p = \left(\frac{1}{2\pi} \right) \left(\frac{K}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (10)$$

$$\textbf{Deformação Plana} \quad r_p = \left(\frac{1}{6\pi} \right) \left(\frac{K}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (11)$$

Onde σ_{LE} é o limite de escoamento do material. Rigorosamente falando, as soluções da **MFLE** são aplicáveis apenas se o raio da região de deformação plástica, r_p , for muito pequeno em relação aos tamanhos da trinca e da amostra³⁹.

Figura 34– Distribuição de tensões nas vizinhanças da trinca de um material elastoplástico. Tensão plana ⁷.

Com relação a efeitos de escala e dimensões da trinca esta variável afeta os valores de K_{IC} pela alteração dos efeitos da plasticidade. A Figura 38 mostra esquematicamente a variação típica dos valores de tenacidade de um material em função da espessura da amostra. Para pequenas espessuras, a superfície da fratura faz ângulo de 45° com a superfície, correspondendo a uma fratura dútil em cisalhamento³⁸. A deformação no sentido da espessura ocorre livremente e deformação plástica considerável acompanha o processo de fratura.

Aumentando a espessura, a deformação no sentido desta é gradualmente suprimida, a região de cisalhamento torna-se cada vez menor e a zona de fratura correspondente a um estado triaxial de tensões que se aproxima da condição de deformação plana. Nessa condição, o valor de K_{IC} é constante, assumindo, assim, o nome de tenacidade à fratura em deformação plana, K_{IC} .

Figura 35– Modos de fratura e valores correspondentes da tenacidade em função da espessura da amostra⁷

2.5.4 MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, possui duas correntes distintas, que procuram resolver os problemas que envolvem materiais com tenacidade elevada que apresentam deformação plástica na ponta da trinca⁸. Estas duas maneiras de encarar o problema são: método Crack Tip Opening Displacement (**CTOD**) e método da Integral J. Será alvo de análise deste trabalho o método de medida da abertura da ponta da trinca (**CTOD**)⁸.

A avaliação do comportamento à fratura apresentado pelos materiais no regime elasto-plástico é dos mais importantes uma vez que se trata do regime que normalmente acompanha a maioria das aplicações estruturais envolvendo aços de média e baixa resistência mecânica. No entanto, nem seria de se esperar que fosse possível a obtenção de um parâmetro simples que viesse a traduzir este regime de deformação não linear²⁰. Contudo, o desenvolvimento do método **CTOD**, com auxílio de uma curva de projeto, apresenta-se como uma ótima abordagem, sendo consagrada por uma infinidade de aplicações práticas. Esta metodologia tem o mérito de levar em consideração tanto tensões residuais quanto os tipos de defeitos internos superficiais²⁰.

Da mesma forma que na **MFLE**, a abordagem do **CTOD**, na **MFEP**, permite relacionar as condições de tensões ou deformações aplicadas com um tamanho de defeito permissível no material. O método **CTOD** dá uma continuidade à aplicação da Mecânica da Fratura para o regime elasto-plástico, isto é, para um sistema mais complexo do que aquele regido pela elasticidade. Além de ser aplicado para avaliar a significância de defeitos, a abordagem do **CTOD** é também usada na seleção de materiais, na qualificação de procedimentos de soldagem, etc. É natural que, por ser uma técnica relativamente recente, apesar de ter se tornado imprescindível para um sem número de aplicações, existam ainda algumas falhas de interpretação³⁸.

Pode ser citado, como exemplo, exigências de altos valores de **CTOD** e, além disto, se ater a rigorosos requisitos de qualificação de soldagem. Isto pode levar a casos em que defeitos tridimensionais, porosidades e inclusões de escória em soldas, por exemplo, venham a ser reparados embora possam estar longe de representarem um perigo à estrutura. Com relação a este fato, um documento britânico de caracterização de defeitos, o PD 6493⁴⁰ de 1980, alerta: o reparo de defeitos inócuos pode resultar em defeitos planares de grande periculosidade^{20 38}.

Boulton ⁴¹ reporta que um levantamento de reparos em defeitos de solda executados em vasos de pressão apontavam 87% como sendo do tipo tridimensional; todos eles seriam permissíveis sob a filosofia de adequação para o uso ("fitness for purpose") possibilitada pela mecânica da fratura. Harrison ⁹ chega a ser contundente: aponta como absurda a interpretação de certos códigos que não toleram defeitos, principalmente considerando o aumento da resolução dos ensaios não destrutivos. Ele cita o caso de pequenos defeitos que passavam despercebidos por exames de raios-X, mas que são acusados por ultrassom.

Se defeitos tridimensionais realmente introduzissem riscos de fratura frágil para determinado material, então, defeitos muito pequenos viriam a ser críticos, indicando que o material não seria adequado para uma aplicação estrutural. Em outro trabalho, Coote e colaboradores ⁴², analisando defeitos em tubulações, mesmo considerando as situações mais críticas, concluíram que os requisitos de qualificação de soldagem eram extremamente conservadores. Na análise de um gasoduto os autores concluíram, mediante a aplicação dos conceitos de adequação para o uso, que de 650 defeitos existentes, apenas 18 deveriam ser reparados, possibilitando uma economia de 2 milhões de dólares canadenses²⁰.

A mecânica da fratura elasto-plástica é uma extensão natural da linear elástica, sendo a condição em que provavelmente ocorre a maioria das rupturas de componentes mecânicos e estruturais. Isso porque os mesmos normalmente são fabricados com ligas metálicas de baixa e média resistência mecânica e elevada tenacidade à fratura' como é o caso, por exemplo, dos aços estruturais de baixo carbono, de grande utilização na construção de tubulações, vasos de pressão, pontes, viadutos, navios, etc. Com a redução da resistência mecânica e aumento da tenacidade, há um substancial aumento no tamanho da zona plástica e afastamento das condições de utilização da mecânica da fratura linear elástica. Por outro lado, nesses casos, apesar da ocorrência de deformação plástica na ponta de defeitos presentes, o comportamento carregado no regime elástico pode, ainda, apresentar risco de fratura catastrófica^{8, 20}.

2.5.5 CTOD CRACK TIP OPEN DISPLACEMENT

Quando Wells tentou medir o parâmetro K_{Ic} de uma série de aços estruturais ele concluiu que em função do comportamento dútil destes aços não era possível caracterizá-los pela **MFLE**, esta descoberta trouxe boas e más notícias, materiais de alta tenacidade são desejáveis para projetos de fabricação, porém os primeiros estudos de Wells indicavam que a teoria da mecânica da fratura não se aplicava a esta importante classe de materiais, enquanto examinava a fratura de corpos de prova testados, ele observou que as faces da trinca se afastavam entre si antes da fratura, havia um embotamento por deformação plástica antes da propagação da trinca, como mostrado na figura 39 abaixo, o grau de embotamento aumentava diretamente proporcional à tenacidade do material^{38 43}.

Esta observação levou Wells a propor a abertura na ponta da trinca como uma medida da tenacidade do material, atualmente esta medida é conhecida como **CTOD** como abreviação do termo em inglês “Crack Tip Open Displacement”⁴³.

Figura 36- exemplo de uma trinca (Sharp Crack) dimensão original, (Blunted crack) dimensão quando embotado e δ (CTOD) distancia na ponta da trinca³⁸

Em sua pesquisa original, Well realizou uma procurou relacionar a medida do CTOD com o fator intensidade de tensão, considerando uma pequena zona plástica, conforme mostra a figura 40 abaixo. Irwing mostrou que a deformação plástica na ponta da trinca faz com que ela comporte-se como se fosse ligeiramente maior, sendo assim, pode-se estimar o CTOD por calcular o deslocamento físico da trinca.

Figura 37– Estimativo δ (CTOD) pelo deslocamento da ponta de uma trinca na correção zona plástica de Irwin³⁸

Assumindo o comprimento efetivo da trinca como $a+r_y$, a r_y é dada pelo cálculo abaixo:

$$\mu_y = \frac{k+1}{2\mu} k_1 \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad (12)$$

Sendo segundo Irwin a correção da Zona Plástica para tensão plana é:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (13)$$

Substituindo-se as duas equações, temos:

$$\delta = 2u_y = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{\sigma_{YS} E} \quad (14)$$

Onde δ é **CTOD**. Uma alternativa é relacionar o **CTOD** com a taxa de liberação de energia, aplicando a equação abaixo:

$$\delta = \frac{4}{\pi} \frac{G}{\sigma_{YS}} \quad (15)$$

Wells concluiu que o **CTOD** é o parâmetro de caracterização mais apropriado para os materiais nos quais os parâmetros da **MFLE** não são válidos. Um modelo alternativo de análise onde a zona plástica é modelada pela magnitude da tensão produzida em uma zona pré-determinada de tensão atuante na ponta da trinca, neste caso o **CTOD** pode ser definido como o final da zona de tensão, como ilustrado abaixo na figura 41. De acordo com estas definições o **CTOD** de uma trinca está sujeita a atuação de uma tensão remota, dada pela formula abaixo³⁸:

$$\delta = \frac{8\sigma_{YS}a}{\pi E} \ln sec \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_{YS}} \right) \quad (16)$$

Derivando a equação, temos:

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_{YS}E} = \frac{G}{\sigma_{YS}} \quad (17)$$

A relação real entre o **CTOD**, k_{Ic} e G depende do estado de tensão e do encruamento, de uma forma mais geral esta relação pode ser expressada como abaixo, onde m é adimensional e constante de valor próximo a 1 para estado plano de tensão e 2 para estado plano de deformação³⁸:

$$\delta = \frac{K_I^2}{m\sigma_{YS}E} = \frac{G}{m\sigma_{YS}} \quad (18)$$

Figura 38- Estimativa de CTOD pelo método "Strip Model" ³⁸

Existem algumas definições alternativas para **CTOD**, as duas mais comuns são ilustradas abaixo na figura 42 e considera a distancia entre a posição original e a intersecção de uma reta a 90° . A definição mais recente foi sugerida por Rice e é comumente usada, note na figura 43 que em ambas as definições a area de embotamento ocorre na ponta da trinca formando um semi-circulo. A grande maioria dos ensaios de laboratorio são realizadas em corpo de prova de tres pontos, atualmente a medição do afastamento das faces no entalhe V é realizado assumindo que as metades apoiadas são rígidas e que rotacionam em relação a um ponto fixo como ilustrado na figura 44, abaixo³⁸:

Figura 39– afastamento entre as faces de uma trinca³⁸

Figura 40– afastamento na intersecção de um vértice a 90° ³⁸

Figura 41- modelo de corpo de prova de 3 pontos para ensaio de CTOD³⁸

Neste caso a medida do **CTOD** pode ser calculada pela seguinte equação:

$$\delta = \frac{r(W-a)V}{r(W-a)+a} \quad (19)$$

Onde r é um fator de rotação adimensional constante entre 0 e 1. Este modelo torna-se impraticável quando o afastamento é principalmente elástico, consequentemente o método tipicamente adotado separa o cálculo em duas partes, plástica e elástica. A figura 45 mostra um carregamento típico a curva de afastamento para um teste de **CTOD**, este gráfico assemelha-se a uma curva de tensão deformação em um ensaio de tração, ou seja inicia-se linear mas desvia-se da linearidade com a deformação plástica, em um dado ponto da curva o afastamento é separado em componente elástico e componente plástico, construindo uma linha paralela ao carregamento elástico, a linha pontilhada representa descarregamento que a trinca não cresceu durante o teste³⁸. O **CTOD** do corpo de prova é calculado pela fórmula abaixo:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_p = \frac{K_I^2}{m\sigma_{YS}E'} + \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a)+a} \quad (20)$$

Onde *el* e *p* denotam elástico e plástico respectivamente.

Figura 42- modelo de corpo de prova de 3 pontos para ensaio de CTOD³⁸

O cálculo dos valores de abertura de trinca, na ponta da trinca, são determinados segundo a norma ASTM E 1290 “Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement” ou pela norma BS 5762 “British standard”. Deve, entretanto, ser chamada atenção o que os corpos de prova submetidos aos ensaios de **CTOD** poderão apresentar dois estágios que podem ser considerados críticos sob o ponto de vista de fratura, no ensaio. Num primeiro estágio, ao qual corresponde o que se chama de δ de iniciação, δ_i , tem-se início de propagação da trinca, sem que haja colapso do corpo de prova.

Posteriormente, após certa propagação da trinca, tem-se o colapso do corpo de prova. Em função disso, cinco tipos de curvas podem resultar dos ensaios de **COD**. A norma apresenta e analisa essas cinco curvas e as maneiras de determinar os Valores críticos de **COD**, δ_c , a partir delas. Os valores de **COD** de iniciação normalmente não são utilizados como os valores críticos, δ_c , para a determinação dos tamanhos máximos de defeitos toleráveis na estrutura. Isso porque esses valores calculados seriam excessivamente conservadores, apresentando tamanhos muito inferiores aos tamanhos críticos reais que levam a estrutura à ruptura.

Dessa maneira, os outros valores de COD, determinados segundo os procedimentos recomendados pela norma, são utilizados como, δ_c . A primeira curva de projeto foi desenvolvida por Wells, que foi o primeiro modelo de aceitação internacional, e estabeleceu a sistemática da curva de projeto de δ , que é a forma de utilização de δ no projeto, até o presente. A curva de

projeto de Wells foi pioneira, tendo-se seguido por outras, como as de Burdekin e Dawes, que permitem avaliações mais realistas.

Estudos realizados no Instituto da Solda mostram que o primeiro trecho da curva de projeto de Burdekin e Dawes, levava à determinação de tamanhos de defeitos pouco conservadores, o que apresentava certo risco. A partir de resultados experimentais, com o intuito de aumentar a segurança da curva de projeto, Dawes propôs uma nova curva, descrita pelas Equações abaixo..

$$\phi = \frac{1}{2\left(\frac{\sigma}{\sigma_y}\right)^2 - 1} \quad (\text{para } \sigma < \sigma_y) \text{ Wells} \quad (21)$$

$$\phi = \frac{4}{H^2} \ln \sec \left(\frac{H\sigma}{2\sigma_y} \right) \quad (\text{para } \epsilon_y > 0,86) \text{ Burdekin e Davis} \quad (22)$$

$$\phi = \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_y} \right) - 0,25 \quad (\epsilon_y < 0,5) \text{ Dawes (para) Equação} \quad (23)$$

A teoria do **COD** crítico é, sobretudo, aplicável aos aços estruturais de baixo carbono e outras matérias onde a zona plástica se torna não desprezível, tornando possível que haja abertura das faces da trinca sem aumento no seu comprimento. Esta teoria prolonga o campo de aplicação da mecânica da fratura linear elástica, pois esta tolera apenas um grau mínimo de deformação plástica, permanecendo pois, de emprego limitado aos aços ou matérias de altíssima resistência mecânica³⁸.

O conceito de **COD** crítico aplica-se também em situações de carregamento plástico ($\sigma > \sigma_{LE}$), onde as relações entre δ , σ e a devem ser obtidas a partir da curva de projeto ou utilizando a expressão que deu origem à curva de projeto. A incidência de fraturas frágeis catastróficas foi reduzida substancialmente nos últimos anos, chegando a ser uma ocorrência rara. Este fato tem um significado especial se lembrarmos do crescimento sem precedentes do ritmo de construções estruturais, além das condições cada vez mais severas do regime de operação, condições

ambientais, etc. O aumento da segurança está diretamente relacionado com o melhor entendimento dos mecanismos de fratura.

Este conhecimento propiciou a mudança da filosofia de "defeitos não permissíveis" para a de "adequação para o uso" ("fitness for purpose") reconhecendo-se, assim, o fato das limitações práticas na obtenção de maiores valores de tenacidade dentro de parâmetros econômicos. Dentro da **MFEP** a técnica **CTOD** é uma das abordagens mais utilizadas pois, através da implementação da curva de projeto de origem semi-empírica, possibilita calcular o tamanho de defeitos admissíveis para o nível de tensões a ser imposto à estrutura na prática. Existe a possibilidade, inclusive, de se considerar o efeito de tensões residuais e de concentradores de tensões. A curva de projeto permite definir um tamanho de defeito permissível e não o crítico, ficando associado a um fator de segurança em torno de dois.

Uma maneira de avaliar a segurança associada à curva de projeto é através da utilização do ensaio em chapa larga ('Wide Plate Test'). Nesta técnica, chapas de grandes dimensões com defeitos são ensaiadas em tração ou flexão usando-se equipamentos de grande porte (capacidade de até 6.000 toneladas). Um dos métodos para testar a confiabilidade da curva de projeto é: fixando um determinado nível de tensões ou de deformação a ser imposta na chapa larga, variar o tamanho do defeito até obter a fratura. O tamanho do defeito, acima do qual houvesse a fratura, seria o defeito crítico (a_c). A comparação deste valor com aquele obtido pela técnica **CTOD**, através do ensaio de corpos de prova para obter o valor de **CTOD** crítico e do uso da curva de projeto para calcular o tamanho da trinca admissível (a_{adm}), daria o coeficiente de segurança³⁸.

2.5.5.1 POP-IN

É uma descontinuidade na curva de carga versus clipe medidor de deslocamento, o registro de um pop-in mostra um aumento repentino de deslocamento e, em geral, uma diminuição em carga. Subsequentemente, a carga e o deslocamento para cima aumento respectivo, este fenômeno é muitas vezes associado à instabilidade da propagação de uma trinca ao passar por uma região fragilizada e rapidamente retornar a região dútil de um dado material⁵⁷. A figura 46 abaixo mostra o exemplo de diferença entra uma fratura dútil, uma fratura frágil e o aparecimento de um POP-IN na curva de CTOD.

Figura 43– Tres tipos de fraturas características (a) fratura frágil (b)Pop-in (c) fratura dútil⁵⁸

Quando este fenômeno ocorre em um ensaio a norma exige que o CTOD crítico seja determinado a partir do componente de força P_c e do componente plástico, V_c do clipe on gage, para tanto é necessário realizar uma medição antes dos cálculos. A curva de força pelo deslocamento irá se apresentar similar a uma das prefis entre as opções c), d) ou e) dentre as curvas apresentadas na figura 47 abaixo, esta mesma figura mostra quais os valores de P e V devem ser utilizados para o calculo de δ_u e δ_m .

Figura 44– Tipos de curva Força vs deslocamento⁰⁶

Alguns POP-IN específicos podem ser desconsiderados na avaliação da curva de força Vs deslocamento, desde de que o fator de representatividade calculado (F) seja $< 0,05$, calculado de acordo com a formula abaixo:

$$F = 1 - \frac{V_1}{P_1} \times \left(\frac{P_n - Y_n}{V_n + X_n} \right) \quad (24)$$

2.5.6 DETERMINAÇÃO DOS TAMANHOS MÁXIMOS TOLERÁVEIS DOS DEFEITOS

A curva de projeto de Dawes e as suas expressões analíticas fornecem os meios para a determinação dos tamanhos máximos toleráveis de trincas vazantes em chapas ou estruturas. Para determinar faz o seguinte^{20, 43}. Em laboratório determinam-se os valores de σ_{LE} , ϵ_{LE} e δ_c , do material da chapa ou estrutura, calcula-se o nível de tensão ou deformação atuantes; calcula-se σ/σ_{LE} ou ϵ/ϵ_{LE} e entra-se com os valores encontrados na curva de projeto, obtendo-se o valor correspondente de **COD** adimensional ϕ , com esse valor entra-se na expressão:

$$\phi = \frac{\delta_c}{2\pi\epsilon_{LE}\bar{a}_m} \quad (25)$$

Obtendo-se o valor do tamanho máximo tolerável para a trinca:

$$\bar{a}_m = \frac{\delta_c}{2\pi\epsilon_{LE}\phi} \quad (26)$$

O tamanho máximo tolerável para a trinca obtido dessa forma é conservador, isto é, ele é inferior ao tamanho que leva a chapa ou estrutura à ruptura. Em geral, o tamanho crítico de defeito que leva à ruptura é 2,5 vezes maior que $\bar{a}_m$. Na prática, podem-se ter situações em que a trinca se encontra em regiões sujeitas a tensões residuais de solda e/ou concentrações de tensões devidas às características geométricas locais da estrutura. Nesse caso, a trinca encontra-se em locais com tensões diferentes da tensão σ aplicada^{20 43}.

No caso de estruturas com tensões não uniformes, deve-se levar em consideração as tensões locais atuantes na região em que se encontra a trinca (as tensões atuantes no local caso a trinca não estivesse presente). Desse modo, pode-se reescrever, para esses casos as expressões, substituindo a tensão σ uniforme por uma tensão local σ_1 :

$$\bar{a}_m = \frac{\delta_c E \sigma_{LE}}{2\pi \sigma_1} \quad \text{para } \frac{\sigma}{\sigma_{LE}} \leq 0,5 \quad (27)$$

Ou

$$\overline{a_m} = \frac{\delta_c E}{2\pi(\sigma_{1-0,25\sigma_{LE}})} \quad \text{para } \frac{\sigma}{\sigma_{LE}} > 0,5 \quad (28)$$

Quando a trinca se encontra em um cordão de solda que não sofreu alívio de tensões por tratamentos térmicos, a tensão residual normalmente é considerada igual ao limite de escoamento do material, por segurança⁴³. Desse modo, tem-se $\sigma_{RES} = \sigma_{LE}$. A utilização das expressões anteriores ou da curva de projeto permite a obtenção dos valores máximos toleráveis de trincas vazantes. Isso porque todo o desenvolvimento foi feito para esse tipo de defeito.

No caso de defeitos superficiais ou internos, aplicase uma metodologia semelhante, na qual se utiliza o critério do defeito efetivo, ou equivalente que apresentasse o mesmo fator de intensidade de tensão do defeito superficial ou interno^{20 43}.

2.5.7 TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA – K1d

A tenacidade de um material pode ser determinada por diferentes ensaios, sob diferentes taxas de deformação ou de carregamento. Embora a área sob a curva tensão-deformação, obtida num ensaio de tração, seja uma medida da tenacidade do material, ela é pouco utilizada para caracterizar o comportamento de fratura dos materiais. Dentre os ensaios tidos como convencionais, ou seja, excetuando-se os da Mecânica da Fratura, a tenacidade é mais comumente medida sob altas taxas de deformação, como num ensaio de impacto⁶¹. Uma vez que a medida de tenacidade mais aceita está correlacionada com a resistência que o material oferece à presença de uma trinca ou entalhe, invariavelmente os corpos de prova são entalhados ou pré-trincados antes da condução dos ensaios⁶¹.

Os ensaios de impacto são denominados de ensaios dinâmicos, onde altas taxas de deformação estão envolvidas. A resposta a este tipo de solicitação é expressa por uma função transiente no tempo. As principais responsáveis pela maioria das falhas frágeis que ocorrem em serviço, são descontinuidades geométricas ou microestruturais que introduzem um estado triaxial de tensões, tal como o que existe na ponta de um entalhe, e particularmente sob temperaturas baixas. Nos sistemas mais simples, os resultados são apresentados unicamente em termos da

energia total absorvida pelo corpo de prova durante o processo de fratura por impacto ⁶¹. Os valores da tenacidade à fratura dinâmica, representada pelos parâmetros K_{Id} (MFEL), ou J_{Id} (MFEP) podem ser medidos utilizando-se corpos de provas pré trincados. A tenacidade à fratura dinâmica pode ser definida como a resistência ao início de crescimento ou propagação de um defeito tipo-trinca pré-existente na estrutura ou de um corpo de prova submetido à carga de impacto. Angamuthu et alli ^{62 63} desenvolveram dois métodos básicos para a estimativa dos valores da tenacidade à fratura dinâmica, respectivamente para materiais exibindo comportamentos intrinsecamente dútil (J_{Id}) e essencialmente frágil (K_{Id}).

Quando o início da trinca ocorre no pico de carga máxima, ou seja, na instabilidade, sem que se observe o escoamento generalizado, a Mecânica da Fratura Linear Elástica, (MFEL) é empregada para se estimar o valor de K_{Id} , quando uma fratura frágil é geralmente desenvolvida ^{61 63}.

As curvas P vs S e P vs t geradas no ensaio Charpy instrumentado, geralmente apresentam oscilações, resultantes da inércia do cdp, $\neq$ massa cdp/martelo e são observáveis em materiais que exibem níveis baixo e intermediário de tenacidade relativamente à capacidade de impacto do martelo. Essas oscilações são eliminadas ou minimizadas utilizando-se o método da média móvel ⁶¹. Para materiais exibindo um comportamento mecânico essencialmente frágil, quando o início do crescimento da trinca ocorre próximo ao ponto de carga máxima sem a curva P vs S apresentar um escoamento generalizado, o parâmetro K_{Id} ^{61 63} é obtido por :

$$K_{Id} = \frac{6YM(a)^{0,5}}{BW^2} \quad (29)$$

Onde M é o momento fletor aplicado

$$M = P_m S/4 \quad (30)$$

$$Y = 1,93 - 3,07(a/W) + 14,53(a/W)^2 - 25,11(a/W)^3 + 25,8(a/W)^4 \quad (31)$$

S é a distância entre os apoios e P_m é o valor da carga máxima em kN.

Para corpos de prova do tipo flexão em três pontos em padrão Charpy do tipo A, pré-trincados a uma razão de $a/w = 0,2$ o valor de K_{Id} pode ser estimado pela equação^{61 63}.

$$K_{1d} = 4,67P_m \quad (32)$$

A equação abaixo também é utilizada para correlacionar K_{1d} com a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy (CVN) e o modulo de elasticidade do material^{61 63}.

$$K_{1d} = \sqrt{5(CVN)E} \quad (33)$$

2.6 SOLDAGEM

2.6.1 HISTÓRIA DA SOLDAGEM

A história mostra que desde as mais remotas épocas, muitos artefatos já eram confeccionados utilizando recursos de brasagem, tendo sido descobertos alguns com mais de 4000 anos; a soldagem por forjamento também tem sido utilizada há mais de 3000 anos, já a história moderna da soldagem começou no final do século XIX. Antes da década de 1880, a soldagem era realizada apenas na forja do ferreiro⁴⁴.

Desde então a marcha da industrialização e duas guerras mundiais influenciaram o rápido desenvolvimento da soldagem moderna. Os métodos de soldagem básicos – soldagem por resistência, soldagem a gás e soldagem a arco foram todos inventados antes da Primeira Guerra Mundial. Porém, durante o início do século XX, a soldagem e corte a gás foram dominantes para a fabricação e trabalhos de reparo. Somente alguns anos depois, a soldagem elétrica ganhou semelhante aceitação^{45 46}.

2.6.2 SOLDAGEM AO ARCO ELÉTRICO

Em 1810, Sir Humphrey Davy criou um arco elétrico estável entre dois terminais – o fundamento para o que se tornou conhecido como soldagem a arco. Na Primeira Feira Mundial de Eletricidade, em Paris, em 1881, o russo Nikolai Bernardos apresentou o método para soldagem a arco, no qual ele gerou um arco entre um eletrodo de carvão e a peça de trabalho. Uma vareta ou um arame de metal de adição poderiam ser alimentados para dentro do arco ou na poça de fusão. Ele era, naquela época, um aluno do laboratório francês de Cabot e, juntamente com seu amigo Stanislaw Olszewski, conseguiu uma patente em vários países, de 1885-1887^{45 46}.

A patente mostrava um porta eletrodo antigo, veja figura 48. A soldagem a arco de carvão ganhou popularidade ao final do século XIX e nos primeiros anos do século XX. Um conterrâneo de Bernardos, Nicolai Slavianoff, desenvolveu ainda mais o método e, em 1890, ganhou uma patente para o uso de uma vareta de metal como eletrodo, ao invés de carvão. O eletrodo derretia e assim funcionava tanto como fonte de calor quanto metal de adição. Entretanto, a solda não era protegida do ambiente e, em decorrência disso, surgiram problemas de qualidade. O sueco Oscar

Kjellberg, ao usar o método para o reparo de caldeiras a vapor em navios, observou que o metal de solda estava cheio de poros e pequenas aberturas que impossibilitavam conseguir uma solda estanque⁴⁵. Com o objetivo de melhorar o método, ele inventou o eletrodo revestido, cuja patente veio no dia 29 de junho de 1907 (patente sueca de número 27152). A melhoria de qualidade significou um marco na soldagem elétrica, visto que agora ela também poderia ser usada para aplicações industriais. A ESAB tinha sido fundada em 12 de setembro de 1904, como uma empresa de reparo de navios. Mais tarde, na década de 30, novos métodos foram desenvolvidos. Até então, toda a soldagem a arco era realizada manualmente^{45 46}.

Figura 45 - ilustração da patente sueca de Oscar Kjellberg (1907), mostrando o uso de um eletrodo revestido⁴⁵

Foram feitas tentativas para automatizar o processo com um arame contínuo. A invenção mais bem sucedida foi a soldagem a arco submerso (SAW) onde o arco é “submerso” em uma cobertura de fluxo fusível granular. A soldagem a arco em um ambiente de gás protetor foi patenteada em 1890, por C.L.Coffin. Durante a Segunda Guerra Mundial, porém, a indústria de aviação precisou de um método para soldar magnésio e alumínio. Em 1940, nos EUA, teve início uma intensa experimentação para proteger o arco através de gases inertes. Através de um eletrodo de tungstênio, o arco poderia ser mantido sem derreter o eletrodo, o que possibilitou a soldagem com ou sem material de adição. O método é agora chamado de soldagem TIG (Gás Tungstênio Inerte). Alguns anos mais tarde, o processo de soldagem TIG foi aprimorado, usando-se um arame de metal consumível como eletrodo. Inicialmente, os gases protetores foram os gases inertes hélio ou argônio. Lyubavskii e Novoshilov tentaram, com sucesso, usar o CO₂ (gás ativo) por sua facilidade de obtenção (soldagem MAG). Através do método de “transferência globular”, eles

reduziram alguns problemas causados pela intensa geração de respingos. Nesta época, a maioria dos processos de soldagem modernos já tinham sido inventados⁴⁶.

Estes métodos foram seguidos mais tarde, por outros métodos, tais como soldagem a laser e soldagem por fricção, ambos desenvolvidos pelo Instituto de Soldagem (TWI) na Inglaterra como pode ser visto na Tabela 04.

Tabela 4-Cronograma de descoberta dos processos de soldagem⁴⁶

Processo de soldagem	Sigla	Inventor	Ano	Instituto	País
Soldagem por resistência	RW	Eithu Thompson	1886	Thompson Electric Welding	EUA
Eletrodo revestido	SMAW	Oscar Kjelberg	1907	Esab	Suécia
Eletroescória	ESW	N. Bernardos	1908		Rússia
Soldagem Plasma	PAW	Schonner Gage	1909	Basf	Alemanha
Soldagem TIG	GTAW	C.L. Coffin	1920		EUA
Arame Tubular	FCAW	H.M. Hobart	1930	Hobart /ITW	EUA
MIG	GMAW	H.M. Hobart	1941	Hobart /TWI	EUA
Arco Submerso	SAW	Robinooff	1948	Nacional Club Co.	EUA
Soldagem a Laser	LBW	Martin Adams	1970		Inglaterra
Soldagem por Fricção	FSW	Wayne Thomas	1991	TWI	Inglaterra

2.6.3 FONTES DE ENERGIA

Uma das razões pelas quais a soldagem elétrica não foi introduzida antes do final do século XIX pode ser a falta de fontes de energia apropriadas. No final do século XVIII, os italianos Volta e Galvani conseguiram produzir corrente elétrica com elementos galvânicos. Um avanço importante ocorreu em 1831, com a criação dos princípios de Michael Faraday para o transformador e gerador. Os primeiros experimentos de soldagem foram realizados com vários tipos de soluções para o fornecimento de corrente de soldagem⁴⁶.

Sir Humphrey Davy usou uma bateria como fonte de energia para os primeiros experimentos com arco elétrico, em 1801. Bernardos usou um motor a vapor de 22 hp para alimentar um gerador de corrente constante (DC) e 150 baterias para produzir a eletricidade para sua soldagem a arco. O peso total somente das baterias era de 2.400Kg. Thomson usou um transformador quando desenvolveu máquinas para soldagem por resistência. Oscar Kjellberg usou tensão de 110V de corrente constante e reduziu a corrente para um nível apropriado deixando a corrente passar através de um barril cheio de água salgada. A AEG, na Alemanha, produziu um gerador de soldagem em 1905. Ele era alimentado por um motor assíncrono trifásico e tinha características adequadas para soldagem. Pesava 1000 Kg e produzia 250 A. A corrente constante (DC) foi normal para soldagem a arco até a década de 1920^{44 46}.

O avanço dos eletrodos revestidos possibilitou usar corrente alternada (AC), e o transformador de soldagem tornou-se logo popular, pois era mais barato e consumia menos energia. No final da década de 1950, começaram a ser produzidos os retificadores estáticos de soldagem. Inicialmente, foram usados os retificadores de selênio, substituídos logo depois pelos retificadores de silício. Mais tarde, os retificadores tiristorizados possibilitaram controlar a corrente de soldagem eletronicamente. Hoje, estes são usados com frequência, principalmente para fontes de energia de soldagem maiores. O maior avanço nas fontes de energia foi a fonte inversora de soldagem. O primeiro protótipo deste método foi construído na ESAB em 1970, mas somente em 1977 passou a ser usado industrialmente. Em 1984, a ESAB introduziu a fonte inversora “Caddy” de 140 A, pesando apenas 8 Kg⁴⁴.

2.6.4 DENSIDADE DE POTENCIA DA FONTE DE CALOR

Se direcionarmos o fluxo de ar de um secador de cabelo de 1,5 Kw para uma folha de aço inoxidável austenítico 1,6 milímetros 304 de espessura iremos notar que o calor gerado se espalha sobre uma área de cerca de 50 milímetros de diâmetro, e a folha apenas se aquece gradualmente, mas não irá atingir o ponto de fusão deste material independentemente do tempo em que experiência ocorrer ⁴⁷. No entanto se direcionarmos o arco elétrico gerado pelo processo TIG (GTAW) em uma potencia de 1,5 Kw, este arco poderá facilmente criar uma poça de fusão constituída do material fundido, isto ocorre por que o arco elétrico gerado por este processo concentra-se numa pequena área de diâmetro de cerca de 6 mm⁴⁷.

Esta comparação demonstra claramente a importância da densidade de potência da fonte de calor na soldagem. As fontes de calor para os processos de solda a gás, arco elétrico são, chama de gás, de um arco eléctrico, respectivamente. A densidade de potência aumenta a partir de uma chama de gás de um arco eléctrico e um feixe de alta energia. Como mostrado na figura 54, como a densidade de potência da fonte de calor aumenta, a entrada de calor na peça de trabalho que é necessária para a solda diminui⁴⁷.

Figura 46 – Variação da energia imposta em função da densidade da fonte de calor⁴⁷

A porção do material da peça de soldada exposta a uma chama de gás aquece-se tão lentamente que, antes de qualquer fusão ocorrer, uma grande quantidade de calor já é conduzido para dentro da massa da peça de trabalho. O aquecimento excessivo pode causar danos ao material, tais como distorção, e alterações microestruturais não bem vindas⁴⁷. Por outro lado, o mesmo material exposto a um arco elétrico mais concentrado, pode derreter ou mesmo vaporizar o material, neste caso a quantidade de calor conduzido para o material antes de sua fusão é significativamente menor que no primeiro caso citado.

Por conseguinte, as vantagens de aumentar a densidade de potência da fonte de calor são mais profunda penetração da solda, maiores velocidades de soldagem, e uma melhor qualidade da solda, com menos deformação, menos alterações microestruturais e consequentemente as propriedades mecânicas originais do material são preservadas⁴⁸, como mostra a figura 50 abaixo.

Figura 47-Variação da resistência da solda, calor imposto por unidade de comprimento de solda e por unidade espessura da peça de trabalho⁴⁸.

2.6.4 O PROCESSO ELETRODO REVESTIDO

A sigla SMAW, usada para o processo de soldagem com eletrodo revestido, vem do Inglês Shielded metal arc welding e é um processo que funde e une metais aquecendo-os com um arco estabelecido entre um eletrodo coberto por um revestimento, conforme mostrado na figura 56⁴⁷.

O suporte de eletrodo é ligado através de um cabo de solda a um terminal da fonte de alimentação e a peça de trabalho está ligado através de um segundo cabo ao outro terminal da fonte de alimentação (Figura 56). A alma do eletrodo, como é chamada a vareta que é coberta por um revestimento, conduz a corrente elétrica para o arco e fornece metal de adição para a junta. Para garantir o contato elétrico, os primeiros centímetros da alma, não são revestidos e o porta-eletrodo é essencialmente uma braçadeira de metal com uma concha exterior eletricamente isolada para o soldador para manter em segurança⁴⁷.

O calor do arco faz com que tanto o arame da alma e o revestimento do eletrodo derretam, o metal fundido acumula-se na poça de fusão e a solda solidifica-se em metal. A escória, por ser menos densa, flutua sobre a superfície da poça de fusão e solidifica-se em uma camada de escória no topo do metal de solda⁴⁷.

Figura 48– Figura esquemática do processo de soldagem com Eletrodo revestido ⁴⁷

2.6.5 TIPOS DE REVESTIMENTO DO ELETRODO E SUAS FUNÇÕES

Para a elaboração do revestimento são empregados ingredientes líquidos e sólidos. Os líquidos são geralmente o silicato de sódio e o silicato de potássio. Os sólidos são pós ou materiais granulados que podem ser encontrados livres na natureza, e necessitam apenas de concentração e redução de tamanho até o tamanho de partícula adequado. Outros materiais sólidos empregados são produzidos como resultado de reações químicas, tais como ligas ou outros compostos sintéticos complexos. O tamanho da partícula do material sólido é um fator importante⁴⁶.

A estrutura física dos ingredientes do revestimento pode ser classificada como cristalina fibrosa ou amorfa (não cristalina). Materiais cristalinos como rutilo, quartzo e mica são comumente utilizados. O rutilo é a ocorrência natural do mineral dióxido de titânio (TiO_2), e é largamente empregado no revestimento dos eletrodos. Materiais fibrosos como celulose, e materiais amorfos como sílica e outros compostos orgânicos são também ingredientes comuns dos revestimentos. As funções do revestimento são: proteção do metal de solda, a função mais importante do

revestimento é proteger o metal de solda do oxigênio e do nitrogênio do ar quando ele está sendo transferido através do arco, e enquanto está no estado líquido⁴⁷.

A proteção é necessária para garantir que o metal de solda seja íntegro, livre de bolhas de gás, e tenha a resistência e a ductilidade adequadas. Às altas temperaturas do arco, o nitrogênio e o oxigênio prontamente se combinam com o ferro e formam nitretos de ferro e óxidos de ferro que, se presentes no metal de solda acima de certos valores mínimos, causarão fragilidade e porosidade. O nitrogênio é o mais relevante, visto que é difícil controlar seu efeito uma vez que ele tenha entrado no depósito de solda.

O oxigênio pode ser removido com o uso de desoxidantes adequados. Para evitar a contaminação da atmosfera o fluxo de metal fundido precisa ser protegido por gases que expulsem a atmosfera circundante do arco e do metal de solda fundido. Isso é conseguido usando-se no revestimento materiais que gerem gases e que se decomponham durante as atividades de soldagem e produzam a atmosfera protetora. Estabilização do arco - um arco estabilizado é aquele que abre facilmente, queima suavemente mesmo a baixas correntes e pode ser mantido empregando-se indiferentemente um arco longo ou um curto. Adição de elementos de liga ao metal de solda - uma variedade de elementos tais como cromo, níquel, molibdênio, vanádio e cobre podem ser adicionados ao metal de solda incluindo-os na composição do revestimento⁴⁷.

É frequentemente necessário adicionar elementos de liga ao revestimento para balancear a perda esperada desses elementos da vareta durante a atividade de soldagem devido à volatilização e às reações químicas. Eletrodos de aço doce requerem pequenas quantidades de carbono, manganês e silício no depósito de solda para resultar em soldas íntegras com o nível desejado de resistência. Uma parte do carbono e do manganês provém da vareta, mas é necessário suplementá-la com ligas ferro-manganês e em alguns casos com adições de ligas ferro-silício no revestimento. Direcionamento do arco elétrico - o direcionamento do fluxo do arco elétrico é obtido com a cratera que se forma na ponta dos eletrodos. O uso de aglomerantes adequados assegura um revestimento consistente que manterá a cratera e dará uma penetração adicional e melhor direcionamento do arco elétrico⁴⁷.

Função da escória como agente fluxante - a função da escória é (1) fornecer proteção adicional contra os contaminantes atmosféricos, (2) agir como purificadora e absorver impurezas que são levadas à superfície e ficam aprisionadas pela escória, e (3) reduzir a velocidade de resfriamento do metal fundido para permitir o escape de gases. A escória também controla o contorno, a uniformidade e a aparência geral do cordão de solda. Isso é particularmente importante

nas juntas em ângulo características da posição de soldagem - é a adição de certos ingredientes no revestimento, principalmente compostos de titânio, que tornam possível a soldagem fora de posição (posições vertical e sobrecabeça). As características da escória — principalmente a tensão superficial e a temperatura de solidificação — determinam fortemente a capacidade de um eletrodo ser empregado na soldagem fora de posição⁴⁷. Controle da integridade do metal de solda - a porosidade ou os gases aprisionados no metal de solda podem ser controlados de uma maneira geral pela composição do revestimento.

É o balanço de certos ingredientes no revestimento que tem um efeito marcante na presença de gases aprisionados no metal de solda. O balanço adequado desses ingredientes é crítico para a integridade que pode ser obtida para o metal de solda. O ferro manganês é provavelmente o ingrediente mais comum utilizado para se conseguir a fórmula corretamente balanceada. Propriedades mecânicas específicas do metal de solda – propriedades mecânicas específicas podem ser incorporadas ao metal de solda por meio do revestimento. Altos valores de impacto a baixas temperaturas, alta ductilidade, e o aumento nas propriedades de escoamento e resistência mecânica podem ser obtidos pelas adições de elementos de liga ao revestimento⁴⁸.

Isolamento da alma de aço o revestimento atua como um isolante de tal modo que a alma não causará curto-circuito durante a soldagem de chanfros profundos ou de aberturas estreitas; o revestimento também serve como proteção para o operador quando os eletrodos são trocados. Os tipos de revestimento podem ser classificados como Celulósico, rutilico, básico, ácido. Mudando-se o tipo de revestimento sobre a alma do eletrodo, sem alterar a composição da alma, muda-se várias características do eletrodo, entre elas a soldabilidade, o perfil do cordão, a penetração da solda, quantidade e características dos respingos, entre outras. Os revestimentos Celulósicos apresentam as seguintes características, elevada produção de gases resultantes da combustão dos materiais orgânicos (principalmente a celulose); principais gases gerados: CO₂, CO, H₂, H₂O (vapor); não devem ser ressecados; a atmosfera redutora formada protege o metal fundido; o alto nível de hidrogênio no metal de solda depositado impede o uso em estruturas muito restritas ou em materiais sujeitos a trincas por hidrogênio; alta penetração; pouca escória, facilmente destacável; muito utilizado em tubulações na progressão descendente; operando em CC+, obtém-se transferência do metal por gotas de tamanho muito pequenas comumente chamada de modo de transferência por spray⁴⁹.

O revestimento rutilico apresenta as seguintes características, consumível de uso geral; revestimento apresenta até 50% de rutilo (TiO₂); média penetração; escória de rápida solidificação,

facilmente destacável; o metal de solda pode apresentar um nível de hidrogênio alto (até 30 ml/100g); requer ressecagem a uma temperatura relativamente baixa, para que o metal de solda não apresente porosidades grosseiras.

O revestimento básico apresenta as seguintes características, geralmente apresenta as melhores propriedades mecânico-metalúrgicas entre todos os eletrodos, destacando-se a tenacidade; elevados teores de carbonato de cálcio e fluorita, gerando um metal de solda altamente desoxidado e com muito baixo nível de inclusões complexas de sulfetos e fosfetos; não opera bem em CA, quando o teor de fluorita é muito elevado; fluida e facilmente destacável; cordão de média penetração e perfil plano ou convexo; requer ressecagem a temperaturas relativamente altas; após algumas horas de contato com a atmosfera, requer ressecagem por ser altamente higroscópico; existe também o revestimento comumente chamado de alto rendimento, neste Além dos elementos formadores de escória, estabilizantes e desoxidantes, é também adicionado do pó de Fe que é adicionado para melhorar a produtividade do processo⁴⁹.

2.7.6 VANTAGENS E DESVANTAGENS DO PROCESSO

Dada a facilidade de alteração da formulação do revestimento para conseguir diferentes resultados na soldagem, esta característica torna o processo muito versátil e possibilita sua aplicação em diversos tipos de liga metálica, o equipamento requerido não requer muita tecnologia embarcada e os equipamentos mais modernos são portáteis o que torna este processo muito versátil, a soldagem com eletrodo revestido não requer grandes investimentos em equipamentos e dispositivos, visto que é um processo totalmente manual, pode ser usado em aplicações de reparo e manutenção e em soldagem de linha de produção em chapas de espessura que podem variar entre 3 e 40 mm⁵⁰, as características físicas da atuação da escória formada na superfície da solda torna o processo pouco suscetível a defeitos devido a contaminação do ambiente, mesmo que a soldagem seja realizada em campo .

Há, no entanto desvantagens intrínsecas ao processo, por exemplo, não é indicada a utilização de eletrodo revestido em materiais de alta reatividade como ligas de alumínio e ligas de titânio, isto por que a capacidade de desoxidação e eliminação de impurezas dá-se pela adição de elementos desoxidantes que reagiriam com o metal em questão precipitando estruturas não desejadas na soldagem, a taxa de deposição neste processo é baixa quando comparada a qualquer

processo semiautomático, isto se dá tanto em função da faixa limite de corrente que pode ser usada sem causar superaquecimento e dano no revestimento do eletrodo, quanto pela necessidade de constante parada do processo para troca do eletrodo consumível⁴⁵.

O processo também não se aplica a materiais de baixo ponto de fusão como chumbo, estanho, zinco uma vez que a temperatura gerada pelo arco elétrico é muito alta e vaporiza elementos deste tipo de liga em razão de ser um processo eminentemente manual, depende muito da habilidade do soldador, que deve ser um profissional treinado e experiente⁵⁰.

2.7.7 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG (Tungsten Inert Gás)

O processo de soldagem TIG une os metais por leva-los ao estado líquido pelo aquecimento de um arco elétrico, este arco elétrico é gerado entre o metal que será soldado e um eletrodo de tungstênio não consumível, como mostrado na figura 55 abaixo⁴⁷. As variáveis que determinam basicamente o processo são a tensão do arco, a corrente de soldagem, velocidade de avanço e o gás de proteção⁴⁷. Deve-se considerar que as variáveis não agem especificamente de forma independente, havendo forte interação entre elas.

Como existe uma relação direta entre a tensão e o comprimento do arco, a tensão é usada para controlar o processo, pois uma vez fixados diversos outros parâmetros, a tensão do arco possibilita o controle do comprimento do arco, que é difícil de monitorar. Por sua vez, o comprimento do arco afeta diretamente a largura da poça. Apesar disso, na maioria dos processos com chapas, o comprimento do arco desejado é o menor possível. Este controle do comprimento do arco pela tensão, entretanto, deve ser feito de maneira cuidadosa, observando-se outros parâmetros que também afetam a tensão como contaminação do eletrodo e do gás de proteção, alimentação imprópria do material de adição, mudanças de temperatura no eletrodo e erosão do eletrodo⁵¹.

A velocidade de avanço afeta a penetração e a largura no processo, sendo esta última, porém, muito mais afetada. Sua grande importância reside no fato dela determinar o custo do processo por estar intimamente ligada à velocidade do processo⁵⁹. Entretanto, muitas vezes, a velocidade torna-se apenas uma consequência a partir da definição de padrões de qualidade e uniformidade. No processo GTAW os eletrodos não são consumíveis e tem o papel de servir como um dos terminais do arco que irá gerar o calor para o processo.

Figura 49- Desenho esquemático do processo TIG ⁴⁷

Ao aproximar-se da sua temperatura de fusão (3410°C), o tungstênio torna-se termoiônico, como uma fonte disponível de elétrons. Ele alcança esta temperatura através de aquecimento por resistência e, caso não houvesse um forte efeito de resfriamento pela saída dos elétrons de sua extremidade, esta ponta poderia fundir-se. Os eletrodos são classificados com base em sua composição química, como na tabela 05, abaixo⁴⁹.

Tabela 5-Classificação dos eletrodos de Tungstênio ⁴⁹

Cor da Ponta	Classe AWS	Tungstênio Com:
Verde	EWP	Puro 99,5%
Vermelho	EWTh-2	Tório 2%
Marrom	EWZr-0,3	Zircônio 0,3%
Branco	EWZr-0,8	Zircônio 0,8%
Cinza	EWCe-2	Cério 2%
Ouro	EWLa-1,5	Lantânio 1,5%
Azul	EWLa-2	Lantânio 2%

Os eletrodos são produzidos através de acabamento químico ou mecânico para remoção de imperfeições e impurezas na sua superfície. As capacidades de corrente dos eletrodos devem ser respeitadas se a sua utilização acima de seu limite causará a erosão ou fundição do eletrodo. Com correntes muito baixas haverá instabilidade no arco. Devido ao superaquecimento que provoca, a utilização de eletrodo como polo positivo em CC (corrente contínua) necessita de diâmetros de eletrodos bastante superiores para uma mesma corrente, comparativamente com DCEN (corrente contínua com eletrodo no polo negativo). DCEP (corrente contínua com eletrodo no pólo positivo), desta forma, permite uma corrente de apenas aproximadamente 10 % da utilizada para um mesmo eletrodo em DCEN. A corrente para CA (corrente alternada) é da ordem de 50 % da corrente em DCEN, para um mesmo eletrodo ⁵¹.

Eletrodos de Tungstênio Puro Os eletrodos de tungstênio puro (EWP) possuem, no mínimo, 99,5 % de W e tem uma capacidade de corrente inferior que os eletrodos de liga de tungstênio. Entretanto, são muito utilizados em soldagem com CA, pois mantém uma extremidade limpa e arredondada, que provê boa estabilidade ao arco neste processo. Os eletrodos com óxido de tório, a tória, possuem 1% ou 2% deste material, sendo classificados respectivamente, como EWTh-1 e EWTh-2. A tória incrementa a emissividade termo iônica do tungstênio, permitindo a operação em correntes mais elevadas (aproximadamente 20 % de acréscimo). Os eletrodos torinados mantêm um fino perfil da ponta durante a soldagem, o que é desejável na soldagem de aços. Por outro lado, na soldagem CA torna-se deficientes, pois tem dificuldade de manter a extremidade Arredondada Os eletrodos com óxido de cério (EWCe-2), a céria, possui características muito semelhantes aos torinados com a vantagem de não trabalhar com um elemento radioativo ⁵¹.

Estas mesmas características são mantidas nos eletrodos com óxido de lantânio. Já os eletrodos com óxido de zircônio (EWZr) tem características intermediárias para soldagem entre os eletrodos puros e os torinados. Eles são muito utilizados em soldagem CA, pois combinam a estabilidade e ponta arredondada do eletrodo puro e a capacidade de corrente e partida dos eletrodos torinados. Ainda assim, eles possuem resistência à contaminação mais alta que os eletrodos puros. Os eletrodos que não se classifiquem nas designações acima são classificados como EWG, contendo quantidade não especificadas de uma adição não especificada ou uma combinação de óxidos⁵¹.

As fontes usadas nos processos GTAW são do tipo Corrente Constante, pois uma vez sendo um processo tipicamente manual, ao haver variação no comprimento do arco e consequentemente na tensão, a variação na corrente (que controla a aposição de calor no processo) será mínima. Esta energia necessária pode ser fornecida, AC ou CC, tanto por fontes de transformadores/retificadores, quanto por geradores. As fontes para GTAW apresentam tanto uma resposta em queda (“drooping output”), para fontes do tipo com controle magnético, quanto resposta de saídas aproximadamente de corrente constante, para fontes controladas eletronicamente (veja figura 53, abaixo).

Figura 50 - Curva tensão / corrente para fonte TIG ⁵¹

Na soldagem manual, em locais onde não é possível a colocação de um pedal para controle da corrente, as fontes magnéticas oferecem uma alternativa para fazê-lo através do deslocamento do comprimento do arco (veja gráfico na figura 53 acima). Entretanto, devido ao seu alto tempo de

resposta, estas fontes não são utilizadas em processos com corrente pulsada. A maior parte deste tipo de fonte é considerada como um circuito aberto de controle, isto é, não há “feed-back” dos parâmetros do processo para a própria fonte⁵¹.

Assim sendo, elas tem menor repetibilidade, precisão e resposta, além de serem menos eficientes e maiores. Suas vantagens estão na simplicidade de operação, baixa manutenção em ambientes industriais e relativo baixo custo. Já as fontes eletrônicas são muito vantajosas para processos automatizados, pois como o seu controle acontece em circuito fechado, isto é, há “feed-back” dos parâmetros do processo (corrente), estas fontes provêm à necessária precisão e repetitividade necessárias. Na sua maioria, oferecem tempos dinâmicos de resposta muito baixos, o que as habilita a soldagem por pulso. As maiores desvantagens destas máquinas é a maior complexidade na operação e manutenção e custos relativamente mais altos.

A escolha da fonte para GTAW dependerá fortemente do tipo de corrente que será utilizada no processo, incluindo-se aí correntes senoidais, correntes de onda quadrada, corrente contínua e corrente contínua pulsada, além disto, é necessária a escolha da polaridade, que pode ser configurada em três modos diferentes, Corrente contínua eletrodo negativo, também chamado de polaridade direta é o modo mais comumente usado no processo TIG, conforme mostra a figura 54 abaixo a tocha que servirá de suporte para o eletrodo de tungstênio é ligada ao polo negativo da fonte de soldagem. Neste modo, os elétrons são emitidos do Eletrodo de tungstênio e acelerados enquanto atravessam o arco a caminho da peça a ser soldada, polaridade positiva ou inversa o eletrodo é conectado no terminal positivo da fonte de soldagem, como mostrado na figura 55 abaixo, este modo requer diâmetros de eletrodo de tungstênio significativamente maiores, uma vez que o bombardeio de elétrons dá-se no eletrodo de tungstênio que gera maior aquecimento do eletrodo, a vantagem é neste modo, pode-se soldar materiais com altos índices de oxidação superficial, desde que não se requeira altas penetrações⁴⁷.

Figura 51– Três diferentes polaridades para o processo TIG⁴⁷

O modo de corrente alternada, é mais comumente usada nas ligas de alumínio, tem média capacidade de penetração e boa capacidade de destruição dos filmes de oxido superficiais, da peça a ser soldada, neste modo ocorre uma constante alteração no sentido de bombardeio dos eletros, como mostra a figura acima 54⁴⁷.

Figura 52 – Ação de limpeza superficial com modo DC eletrodo positivo ⁴⁹

2.7.8 GÁS DE PROTEÇÃO

Tanto argônio quanto o hélio pode ser usado. A Tabela 6, abaixo lista as propriedades de alguns gases de proteção⁴⁷. Como demonstrado, os potenciais de ionização de argônio e hélio são 15,7 e 24,5 eV (elétron-volts), respectivamente. Uma vez que é mais fácil para ionizar argônio que o hélio, a iniciação do arco é mais fácil e a queda de tensão através do arco é menor com argônio. Além disso, uma vez que é mais pesado do que o argônio, hélio, oferece mais eficaz blindagem e uma maior resistência ao atravessar arco do que o hélio. Com DCEP ou AC, argônio também tem uma maior ação de limpeza de óxido de hélio. Essas vantagens além do menor custo de argônio torná-lo mais atraente para GTAW do que o hélio⁴⁷.

Tabela 6– Propriedades dos gases de proteção usados no processo TIG⁴⁷

Gas	Chemical Symbol	Molecular Weight (g/mol)	Specific Gravity with Respect to Air at 1 atm and 0°C	Density (g/L)	Ionization Potential (eV)
Argon	Ar	39.95	1.38	1.784	15.7
Carbon dioxide	CO ₂	44.01	1.53	1.978	14.4
Helium	He	4.00	0.1368	0.178	24.5
Hydrogen	H ₂	2.016	0.0695	0.090	13.5
Nitrogen	N ₂	28.01	0.967	1.25	14.5
Oxygen	O ₂	32.00	1.105	1.43	13.2

2.7.9 VANTAGENS E DESVANTAGENS DO PROCESSO

Este processo é muito versátil e pode ser usado em diversos tipos de metais, inclusive os mais reativos, como ligas de alumínio e Titânio. Com tem o arco elétrico bem concentrado possibilita a soldagem em espessuras a partir de 0,5 mm, dependendo dos recursos do equipamento e da liga em questão, o processo TIG produz uma solda de excelente qualidade, tanto com adição de material quanto em soldas autógenas, que são soldas sem a adição de um consumível, utilizando apenas a fusão das faces a serem soldadas. Entre as desvantagens destaca-se a baixa produtividade, a necessidade de ambiente sem corrente de ar para evitar a dissipação do gás de proteção e trata-se de um processo que requer alto nível de habilidade dos soldadores e operadores⁴⁷.

CAPITULO 3

3.1 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Neste ítem serão apresentados os procedimentos para a caracterização do material, os ensaios de tração, metalografia, macrografia, microdureza, tenacidade ao impacto (Chapy), K_{1d} , tenacidade à fratura (CTOD), difração de Raio X e a análise fractográfica (MEV). Para melhor entendimento destes processos a figura 56 apresenta um fluxograma com a definição de cada etapa de caracterização e ensaios realizados na peça de teste previamente soldada.

3.1.1 MATERIAIS

A seguir encontra-se listas das principais características da Liga Ferrítica ligada ao CrMo usada como metal de base para soldagem das peças de teste. Trata-se do tubo sem costura de diâmetro externo de 323,80mm e 25 mm de espessura, correspondente à norma ASTM A335 P91, as amostras de tubo usadas foram doadas pela empresa HPB Simisa, fabricantes de caldeiras e vasos de pressão.

Listam-se também as principais características dos consumíveis utilizados para a soldagem dos tubos, são eles:

Vareta de aço liga AWS ER 90S B9 e eletrodo revestido AWS E 9018 B9. Na pesquisa foram soldados duas peças de teste similares cujas dimensões são mostradas na figura 57, ambos foram soldados com os processos TIG e eletrodo revestido, também utilizando parâmetros similares, porém o ciclo de tratamento térmico diferiu entre as duas peças de teste, e os ensaios e análises realizados após o tratamento térmico de alívio de tensões visou definir se estas diferenças no ciclo de tratamento térmico afetariam as fases estruturais apresentadas na peça de teste, identifica-las e mensurá-las também avaliar como estas diferenças afetariam as propriedades mecânicas do material, ZTA e solda, nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C.

Figura 53 – fluxograma de Caracterização e ensaios da liga ASTM A 335 P91

Figura 54 - Dimensões das peças de teste e detalhe do chanfro

Foram soldados duas peças de teste com processo e parâmetros de soldagem similar e baseada na mesma EPS. As peças foram identificadas com os lotes RSQ 187/13 e 188/13.

Após a soldagem as peças de teste foram submetidas a um tratamento térmico de alívio de tensões, porém com parâmetros diferentes, a peça de teste identificada como RSQ 187/13 iniciou o tratamento térmico a partir da temperatura ambiente tendo sido resfriada naturalmente após a soldagem, enquanto ainda estava revestida de manta de isolamento térmico, a peça de teste identificada como RSQ 188/13 iniciou o tratamento térmico de alívio de tensões logo após a soldagem, enquanto ainda estava na faixa de temperatura entre a especificação de pré-aquecimento mínimo de 250°C e temperatura de interpasso máxima 350°C, não tendo retornado, portanto a temperatura ambiente após a soldagem e antes do tratamento térmico.

Importante salientar que a norma de fabricação de caldeiras e vasos de pressão ASME VIII divisão 1 edição 2010, não tem instruções específicas ou restrições quanto ao uso de nenhum dos dois métodos adotado, ficando a critério do usuário definir qual procedimento adotar e que o principal objetivo desta pesquisa é determinar qual a influência destes diferentes parâmetros nas propriedades mecânicas do aço A335 P91, após a soldagem.

3.1.2 LIGA ASTM A335 P91

Esta especificação cobre tubos sem costura de uma ampla faixa de espessuras e diâmetros, sendo que o utilizado nesta pesquisa foi diâmetro externo de 323,80mm e 25 mm de espessura. A principal utilização deste tipo de tubo é em vasos de pressão e caldeiras em partes do equipamento que trabalham sob pressão interna à faixas de temperatura entre 450 °C e 600 °C, a composição química deve obedecer às faixas mostradas na Tabela 7 abaixo.

Tabela 7– Especificação da composição química do Material ASTM A 355 Grade P91³⁵

Elementos (% em peso)		C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	Ni	Al	Nb	Ti
Especificado	Mínimo	0,08	0,30	-	-	0,20	0,85	0,18	0,03	-	-	0,06	-
	Máximo	0,12	0,60	0,02	0,01	0,50	1,05	0,25	0,07	0,40	0,02	0,10	-

A Norma ASTM exige que este tubo seja fornecido já revenido em temperatura entre 1040 a 1080 °C e deve atender os requisitos de tração, escoamento e percentual de alongamento conforme tabela 8 abaixo.

Tabela 8– requisitos de tração e Material ASTM A 355 Grade P91³⁵

		Tração	Escoamento	Alongamento
Unidade	MPa	585	415	30 %
	KSI	85	60	

3.1.3 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM

A definição de quais consumíveis seriam utilizados na soldagem das peças de teste dos lotes 187/13 e 188/13 foi tomada considerando os principais elementos de ligas presentes no metal de base, cálculo do C_{eq} , comparação dos limites de resistência à tração e posições de soldagem a ser executada a soldagem. Definiu-se pelos seguintes consumíveis, AWS ER 90 S B9²¹ para execução do passe de raiz no processo de soldagem TIG cuja composição química conforme norma é mostrada na tabela 6 e as propriedades de resistência à tração, limite de escoamento e

percentual de alongamento são apresentadas na tabela 8. Para execução dos passes subsequentes à raiz e também acabamento ficou definido a utilização do eletrodo revestido AWS E 9018-B9²⁷, a composição química deste eletrodo é apresentada na tabela 9 e a resistência à tração, limite de escoamento e percentual de alongamento são apresentados na tabela 10. Todos os cuidados com manuseio, ressecagem e conservação dos consumíveis, indicados pelo fabricante, foram observados.

Tabela 9– Composição química da vareta AWS ER 90S-B9²¹

Composição metal soldado (percentual do peso)									
Classificação	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Elementos adicionais
AWS E 90S B9	0,07 0,13	1,2	0,15 0,50	0,01	0,01	0,80	8,0 10,5	0,85 1,2	V – 0,15 a 0,30 Cu – 0,20 Al- 0,04

Observações: 1) Valores singulares são máximos

2) Mn+Ni – 1,5% máximo

3) Soma dos elementos analisados e não especificados na tabela – 0,5% máximo

Tabela 10– Requisitos do ensaio de Tração da vareta AWS ER 90S-B9²¹

Requisitos de tração					
Classificação	Tração		Escoamento		Alongamento %
AWS E 90S B9	90 KSI	620 MPa	77 KSI	530 MPa	16

Observações: 1) Valores singulares são mínimos

2) Resultados após alívio de tensões.

Tabela 11- Composição química da vareta E 9015 B9²⁷

Composição (percentual do peso)									
Classificação	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Elementos adicionais
AWS E 9015 B9	0,08 0,13	1,2	0,30	0,01	0,01	0,80	8,0 10,5	0,85 1,2	V – 0,15 a 0,30 Cu – 0,25 Al- 0,04 N – 0,02 a 0,07

Observações: 1) Valores singulares são máximos

2) Mn+Ni – 1,5% máximo

3) Elementos analisados e não especificados na tabela – 0,5% máximo

Tabela 12-Tração do eletrodo AWS E 9015 B9²⁷

Requisitos de tração					
Classificação	Tração		Escoamento		Alongamento %
AWS E 9018 B9	90 KSI	620 MPa	77 KSI	530 MPa	17

Observações: 1) Valores singulares são máximos

2) Mn+Ni – 1,5% Máximo

3) Elementos analisados e não especificados na tabela – 0,5% máximo

3.1.4 SOLDAGEM DAS PEÇAS DE TESTE

Após a montagem e preparação das peças de teste, foi executada a soldagem das peças de teste, seguindo a sequência apresentada abaixo na figura 58 (a) e (b). A peça de teste de lote 187/13 foi pré-aquecida e soldada, e mantida coberta com a manta de isolamento térmico para poder resfriar até a temperatura ambiente lentamente, a peça de teste identificada com o lote 188/13 foi pré-aquecida, soldada e imediatamente após a soldagem iniciou o alívio de tensões, a temperatura desta peça de teste no início do procedimento de alívio de tensões era, portanto ligeiramente superior à temperatura mínima de pré-aquecimento que foi determinada como 250 °C mínimo.

(a)

Figura 55- Fluxograma da sequência de soldagem (a) lote 187-13 (b) lote 188-13

Figura 56– Montagem das Peças de teste

As duas peças de teste foram soldadas com os mesmos processos, sequência de soldagem, consumíveis de soldagem e parâmetros similares, foi utilizado o mesmo soldador e o mesmo equipamento de solda, para ambos os corpos de prova. O equipamento de solda utilizado foi um inversor de corrente contínua com 280 Amperes a 35% de ciclo de trabalho da Marca Miller, Modelo CST 280, trifásica, 380v. Para soldagem da raiz foi utilizado o processo TIG e as demais camadas, incluindo o acabamento, foram realizado com o processo eletrodo revestido, as figuras

60, 61 e 62 abaixo mostram a sequência de montagem, preparação e soldagem dos corpos de prova, os parâmetros de soldagem utilizados são mostrados na tabela 13 e tabela 14 abaixo.

Figura 57– montagem das resistências na peça de teste lote 187-13

Figura 58-soldagem da raiz (processo TIG) na peça de teste lote 187-13

Figura 59-soldagem do acabamento (processo Eletrodo revestido) na peça de teste lote 187-13

Tabela 13– Parâmetros de soldagem peça de teste lote 187/13

Processo de soldagem	TIG	ER	ER
Passe N°	1	2 a 4	5 a 7
Identificação do Soldador	Fabício Menezes	Fabício Menezes	Fabício Menezes
Classificação	AWS ER 90S-B9	AWS E 9015-B9	AWS E 9015-B9
Marca comercial	Bohler	Bohler	Bohler
Diâmetro	2,4 mm	3,25 mm	3,25 mm
Corrente	140 A	210 A	200 A
Tensão	18 v	22 v	22 v
Tipo de Corrente/ Polaridade	CC -	CC +	CC +
Eletrodo de Tungstênio	EW TH -2	N.A.	N.A.
Tipo de Gás	Ar	Ar	Ar
Vazão	12 l/min	N.A.	N.A.
Vazão Backing - Gás	10 l/min	N.A.	N.A.
Pré-Aquecimento	250 °C	250 °C	250 °C
Interpasse	350 °C	350 °C	350 °C
Observação	Lote 187/13 Inspeção Visual APROVADO		

Na soldagem do passe de raiz foi aplicado gás de purga (Backing gas), técnica que consiste em injetar o mesmo gás de proteção usado na poça de soldagem, dentro do tubo para que seja gerado um ambiente protetor também na raiz do tubo durante a soldagem, este procedimento visa evitar a oxidação da face da raiz durante a soldagem. A técnica de soldagem utilizada foi a de cordão estreito, assim sendo, durante a soldagem a oscilação lateral do arco de soldagem foi a menor possível.

Tabela 14– Parâmetros de soldagem peça de teste Lote 188/13

Processo de soldagem	TIG	ER	ER
Passe N°	1	2 a 4	5 a 7
Identificação do Soldador	Fabício Menezes	Fabício Menezes	Fabício Menezes
Classificação	AWS ER 90S-B9	AWS E 9015-B9	AWS E 9015-B9
Marca comercial	Bohler	Bohler	Bohler
Diâmetro	2,4 mm	3,25 mm	3,25 mm
Corrente	140 A	215 A	205 A
Tensão	18 v	22 v	22 v
Tipo de Corrente/ Polaridade	CC -	CC +	CC +
Eletrodo de Tungstênio	EW TH -2	N.A.	N.A.
Tipo de Gás	Ar	Ar	Ar
Vazão	12 l/min	N.A.	N.A.
Vazão Backing - Gás	10 l/min	N.A.	N.A.
Pré-Aquecimento	250 °C	250 °C	250 °C
Interpasse	350 °C	350 °C	350 °C
Observação	Lote 188/13 Inspeção Visual APROVADO		

Sequência de Soldagem

3.1.5 ALÍVIO DE TENSÕES

Os procedimento de alívio de tensões, bem como prâmetros de taxa de aquecimento, taxa de resfriamento, temperatura e tempo de tratamento, foram definidos com base nos requisitos da norma ASME VIII divisão edição 2010 ²⁸. O equipamento utilizado para realização do pré-aquecimento e alívio de tensões é um retificador para aquecimento resistivo de 1000 A com 75 Kva de potencia e 6 canais para fixação de resistencias elétricas, acoplado a um registrador que produz um gráfico para verificação de temperatura em função do tempo do tratamento em até 6 termopares diferentes simultaneamente. Ambas as peças de teste foram envolvidas por resistencia elétrica e acoplada ao equipamento de aquecimento e por manta de isolamento térmico para evitar que a taxa de resfriamento exceda a máxima especificada. Ambas as peças de teste passaram pelo tratamento de alívio de tensões pós soldagem, a taxa de aquecimento, temperatura e tempo de patamar, taxa de resfriamento são comuns às duas peças de teste, porém a peça de teste de lote 187/13 iniciou o tratamento térmico após ter retornado a temperatura ambiente, depois da soldagem conforme mostra grafico na figura 63, simulando assim a condição mais comum na fabricação do equipamento.

Figura 60 - Gráfico de Alívio de Tensões peça de teste lote 187/13

E o lote 188/13 iniciou o tratamento de alívio de tensões logo após a soldagem, enquanto ainda estava em temperatura acima da mínima de pré-aquecimento (250°C) e abaixo da máxima temperatura de interpasse (350°C) como mostra o gráfico na figura 64. Espera-se comprovar que, com o tempo que se leva para retornar à temperatura ambiente ocorra a difusão da fase de austenita para martensita se dê com mais eficiência, quando comparado a um material que é submetido ao tratamento de alívio de tensões imediatamente após a soldagem, portanto ainda na faixa de temperatura entre a de pré-aquecimento e interpasse, influenciando assim suas propriedades mecânicas.

Figura 61- Gráfico de Alívio de Tensões peça de teste lote 188/13

3.1.6 RETIRADA E USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA

Após a soldagem e tratamento térmico, foram retirados corpos de prova das duas peças de teste seguindo o mapeamento da figura 65 abaixo, a sequência e localização da retirada dos corpos de prova foram baseadas nos critérios da norma ASME IX EDIÇÃO 2010⁵⁰ figura QW463. 1(d).

Figura 62- Mapa de retirada dos corpos de prova

A usinagem dos corpos de prova seguiu normatização conforme citado no tópico específico de cada ensaio, como os ensaios foram repetidos para três temperaturas específicas, sendo temperatura ambiente, 300 °C e 600 °C a relação de corpos de prova ensaiados recebeu uma numeração específica conforme tabelas X e X abaixo, além dos ensaios listados nas tabelas 13 e 14 abaixo, também foi realizado metalografia do metal de Base e Solda/ZTA, macrografia e Varredura de microdureza, análise da fratura no MEV, utilizando os corpos de prova de CTOD já ensaiados, análise química da solda e do metal de base e difração de Raios-X para identificação das fases presentes na solda, ZTA e metal de base.

Tabela 15– identificação dos corpos de prova RSQ 187/13

RSQ	Ensaio	Temperatura (°C)	Região
187-1	Tração	Ambiente	Metal de Base
187-2	Tração	Ambiente	Metal de Base
187-3	Tração	Ambiente	Metal de Base
187-4	Tração	300	Metal de Base
187-5	Tração	300	Metal de Base
187-6	Tração	300	Metal de Base
187-7	Tração	600	Metal de Base
187-8	Tração	600	Metal de Base
187-9	Tração	600	Metal de Base
187-1	Impacto	Ambiente	Metal de Base
187-2	Impacto	Ambiente	ZTA
187-3	Impacto	Ambiente	Solda
187-4	Impacto	300	Metal de Base
187-5	Impacto	300	ZTA
187-6	Impacto	300	Solda
187-7	Impacto	600	Metal de Base
187-8	Impacto	600	ZTA
187-9	Impacto	600	Solda
187-10	CTOD	Ambiente	Metal de Base
187-11	CTOD	Ambiente	ZTA
187-12	CTOD	Ambiente	Solda
187-13	CTOD	300	Metal de Base
187-14	CTOD	300	ZTA
187-15	CTOD	300	Solda
187-16	CTOD	600	Metal de Base
187-17	CTOD	600	ZTA
187-18	CTOD	600	Solda

Tabela 16– identificação dos corpos de prova RSQ 188/13

RSQ	Ensaio	Temperatura (°C)	Região
188-1	Tração	Ambiente	Metal de Base
188-2	Tração	Ambiente	Metal de Base
188-3	Tração	Ambiente	Metal de Base
188-4	Tração	300	Metal de Base
188-5	Tração	300	Metal de Base
188-6	Tração	300	Metal de Base
188-7	Tração	600	Metal de Base
188-8	Tração	600	Metal de Base
188-9	Tração	600	Metal de Base
188-1	Impacto	Ambiente	Metal de Base
188-2	Impacto	Ambiente	ZTA
188-3	Impacto	Ambiente	Solda
188-4	Impacto	300	Metal de Base
188-5	Impacto	300	ZTA
188-6	Impacto	300	Solda
188-7	Impacto	600	Metal de Base
188-8	Impacto	600	ZTA
188-9	Impacto	600	Solda
188-10	CTOD	Ambiente	Metal de Base
188-11	CTOD	Ambiente	ZTA
188-12	CTOD	Ambiente	Solda
188-13	CTOD	300	Metal de Base
188-14	CTOD	300	ZTA
188-15	CTOD	300	Solda
188-16	CTOD	600	Metal de Base
188-17	CTOD	600	ZTA
188-18	CTOD	600	Solda

3.1.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os corpos de prova de tração foram usinados segundo a norma ASME Seção IX Edição 2010-figura QW 462-1(d)⁵¹ como pode se observar na figura 66 abaixo, o ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM E8/E8M-09⁵² para ensaios na temperatura ambiente e ASTM E21/E21M-09⁶³ para ensaios em 300°C e 600°C.

Figura 63–Dimensões e tolerâncias (em mm) dos corpos de prova do ensaio de tração.

Após a retirada dos corpos de prova de tração estes foram identificados de acordo com o lote 187/13 e 188/13 e enumerados de 1 a 9. Os corpos de prova que vieram da região da solda receberam além da identificação do número a letra “S” para melhorar a identificação e controle. Todos os corpos de prova foram medidos e Traçados, para controle da dimensão inicial e calculo de percentual de alongamento (figura 67).

Figura 64- Imagem do corpo de prova de tração, 188-8S, identificado e traçado.

Os ensaios foram realizados no equipamento modelo MTS 661.23B-01, com capacidade de 250 kN. Para os ensaios a temperatura ambiente foi utilizado um extensômetro MTS modelo

632.11C-20, de 25 mm, para uma maior precisão na medida da deformação. Para os ensaios a altas temperaturas, o extensômetro não foi usado, utilizando, dessa forma, o próprio valor que a MTS fornecia. Utilizou-se também um forno acoplado ao equipamento MTS para realização dos ensaios em temperatura de 300°C e 600°C. Para o controle da temperatura dos corpos de prova foi utilizado um termopar TENMARS, modelo TM-727D, equipamentos mostrados na figura 68 abaixo, antes do início dos ensaios foi verificado o correto funcionamento e efetuada a calibração dos instrumentos utilizados para a realização dos ensaios de tração.

Figura 65 – Imagem do equipamento utilizado para o ensaio de tração, com o forno acoplado.

Antes de iniciar os ensaios, definiu-se, ainda, que os corpos de prova de 1 a 3 (S) seriam submetidos ao ensaio de tração à temperatura ambiente e a uma velocidade de 2 mm/min, os de 4

a 6 (S) a 300°C (± 3 °C), com velocidade de 1 mm/min e os de 7 a 9 (S) a 600°C (± 3 °C), com a mesma velocidade de 1 mm/min.

Para os ensaios a temperatura ambiente, após se obter a curva desejada, e a tensão começar a cair, foi pausado o ensaio e retirado o extensômetro, para que não houvesse danos ao equipamento no momento em que o corpo de prova fosse rompido. Além disso, a fim de se obter uma redução de tempo, para os ensaios a altas temperaturas, colocou-se a temperatura do forno mais alta do que aquelas que os ensaios demandavam: 390°C para os de 300°C e 690°C para os de 600°C. Conforme a temperatura do corpo de prova ia se aproximando da desejada, diminuiu-se gradativamente a temperatura do forno, até estabilizar a temperatura no termopar e começar os ensaios. A figura 69 abaixo mostra um corpo de prova para ensaio de tração, com extensômetro instalado e o forno resistivo montado, o extensômetro só foi utilizado nos ensaios realizados na temperatura ambiente.

Figura 66 - Imagem do corpo de prova instrumentado para ensaio de tração. (1) Garras, (2) Extensômetro e (3) Corpo de prova. (4) Forno resistivo. (5) Resistências.

3.1.8 ENSAIO DE IMPACTO –CHARPY e TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA-

K_{1d}

Os ensaios de impacto foram realizados seguindo a norma E23-02^a 54, as dimensões do corpo de prova são mostradas na figura 70 abaixo. Lembrando que os corpos de prova foram pré-trincados para possibilitar a determinação da tenacidade à fratura dinâmica.

Figura 67-Dimensões do corpo de prova de IMPACTO (Charpy)⁵⁴.

Os corpos de prova foram ensaiados em uma máquina modelo Instron Wolpert PW30 instrumentada, como mostra a Figura 71 e 72. Para os ensaios a alta temperatura (300 e 600°C) foi utilizado um forno resistivo e um termopar para controle da temperatura.

Figura 68-Máquina de ensaio de impacto Instron Wolpert PW30.

Figura 69 - Máquina de ensaio Instron Wolpert PW30 preparada para ensaio. (1) Corpo de prova Charpy A

Os testes preliminares para determinação da energia absorvida típica para este material revelaram valores acima de 100 J, em função do alto valor de absorção de energia decidiu-se que todos os corpos de prova seriam pré-trincados para garantir que seriam rompidos no ensaio. As Pré-trinca foram realizadas no equipamento modelo MTS 661.23B-01, com capacidade de 250 kN.

3.1.9 METALOGRAFIA

As metalografias foram executadas no Laboratório da empresa Qualyservice inspeções e equipamento utilizado foi um microscópio ótico utilizado nas realizações das análises foi Microscópio Metalográfico, Marca Nikon, Modelo Optiphot, Série: 316417 – 58797 Código EQQS003, com objetivas de 5x, 10x, 20x, 40x, 100x e oculares de 10x, com iluminador de luz refletida a 12V/50W incluindo campo claro, campo escuro, polarização. Possui câmera digital acoplado ao sistema que por meio de circuito de câmera digital e software visualizando as imagens em um monitor de computador. Após diversos testes com reagentes diferentes o reagente “Vilella”, cuja composição é 5 ml de HCl, 1g de ácido pícrico em 100 ml de álcool etílico (95%), demonstrou-se mais eficiente para esta liga, o tempo de ataque variou entre 10 e 20 minutos.

3.1.10 VARREDURA DE MICRO-DUREZA

A varredura de microdureza foi realizada pela empresa Qualyservice e o equipamento de ensaio de microdureza utilizado foi o da marca Reicherter Modelo KL-2 número de controle Micro-01 com carga de 0,1 a 10 kg. Para definição dos parâmetros de ensaio, bem como as regiões a serem ensaiadas foi utilizada a Norma Petrobras N133 Revisão K⁵³ item 4.3.6, que recomenda a utilização da escala Vickers, com carga de 5 Kgf (HV5), método de impedância ultrassônica e a medição nos pontos definidos na figura 73 abaixo.

Figura 70-Região para medição dos pontos de microdureza⁵³.

3.1.11 CTOD- Crack Tip Open Displacement

As dimensões dos corpos de prova (figura 82) e os parâmetros para realização dos ensaios de tenacidade pelo deslocamento de abertura da trinca foram baseados na norma ASTM E1290, optou-se por corpos de prova do tipo SE(B) que foram instrumentados e ensaiados em uma máquina MTS 810 de 250KN como mostra a Figura 74.

Figura 71-Dimensões do corpo de prova CTOD tipo SE(B)

Foi utilizada a técnica de variação de flexibilidade elástica para a medida do comprimento de trinca, a partir de um extensômetro tipo “clip on gauge”, como detalhado nas Figuras 75 e 76.

Figura 72-Máquina de Ensaio MTS 250 KN pronta para ensaios de CTOD.

Figura 73-Corpo de Prova do tipo SE(B) pronto para ensaios de CTOD. (1) Pistão. (2) Garra. (3) Extensômetro. (4) Corpo de prova.

Todos os corpos de prova foram pré-trincados em temperatura ambiente por fadiga com razão entre cargas $R=0,1$, cujos parâmetros médios estão mostrados na tabela 17.

Tabela 17– Parâmetros utilizados para execução das pré-trinca nos corpos de prova para ensaio de CTOD.

$a \text{ (mm)}$	$\Delta K \text{ (MPa}\sqrt{m}\text{)}$	$P_{m\acute{a}x} \text{ (KN)}$	$P_{f\acute{i}nal} \text{ (KN)}$	$K_{m\acute{a}x I} \text{ (MPa}\sqrt{m}\text{)}$
7,6	25	4,07	2,0	35

Para ensaios em altas temperaturas (300°C e 600°C) foi utilizado um forno de resistência, com capacidade de temperatura máxima de 900°C, como mostrado na Figura 85. Além disso, foi utilizado um termopar para garantir a temperatura do corpo de prova durante o ensaio e um extensômetro que suporta a temperatura máxima de 150°C. A partir daí, foi feita a curva a 130°C, mostradas na figura 76, para plotar as curvas referentes aos ensaios executados a 300°C e 600°C.

Figura 74-Sistema de ensaio de CTOD em altas temperaturas. (1) Termopar. (2) Forno de Resistência.

A figura 78 abaixo mostra a curva de calibração executada através de ensaios na temperatura ambiente, 80°C e 130°C. Após os ensaios observou-se a inclinação da curva de deslocamento pelo COD e o resultado da divisão entre o valor de deslocamento e COD gerou um

fator de correção para aplicação nos valores dos ensaios realizados em 300°C e 600°C, este procedimento foi adotado por que o extensômetro disponível só seria capaz de medir o deslocamento em temperaturas até 150°C.

Figura 75- Curva de Calibração para os ensaios de CTOD em alta temperatura

Após a execução dos ensaios as superfícies de fratura foram analisadas e fotografadas. Utilizando o programa Image-Pro Plus foi realizada a média de nove medidas para ajuste do tunelamento do tamanho de trinca inicial, a sequencia da tomada de medidas é mostrada na figura 79 e é determinada pela norma ASTM E 1290. Também foram traçadas as curvas com os dados de carga em função do deslocamento e seguindo as diretrizes da norma foram determinados os valores e todas as condições de validação do ensaio foram analisadas. δ_{pl} (mm), δ_{el} (mm) e δ_m e todas as condições de validação do ensaio foram analisadas.

3.1.11.1 METODOLOGIA EXPERIMENTAL DEFINIDA PELA NORMA

Os cálculos de CTOD a partir dos dados dos ensaios foram realizados conforme as normas ASTM E 1290 edição 1999, 2002 e ASTM E 1290 edição 2013. Optou-se por fazer os cálculos em três edições da norma por que embora a norma mais utilizada pela indústria até hoje seja a ASTM E 1290 edição 1999 esta norma foi revisada em 2002 contendo como principal diferença na equação para o cálculo de CTOD a utilização da área plástica para o cálculo do CTOD ao invés de utilizar apenas o ponto V_p , na edição mais recente 2013 a equação de cálculo de CTOD passou por algumas alterações nas formulas, tornando assim o cálculo muito mais assertivo. Considerou-se importante avaliar a evolução do conceito de cálculo de CTOD comparando as diferenças entre as equações de cálculo de cada uma delas, abaixo as equações usadas no cálculo de cada edição da norma.

Norma ASTM E1290 – Edição 99

Nesta edição da norma a razão entre o a_0/w deve estar entre os seguintes valores mínimo e máximo, $0,45 \leq a_0/w \leq 0,70$ e a equação para cálculo de CTOD usada é :

$$\delta = K^2(1 - \nu^2)/2\sigma_{ys}E + r_p(w - a_0)v_p/[r_p(w - a_0) + a_0 + z] \quad (34)$$

$$K = YP/[BW^{1/2}] \quad (35)$$

$$Y = 6\left(\frac{a_0}{w}\right)^{1/2}(1,99 - a_0/w \left[1 - \frac{a_0}{w}\right] \left[2,15 - \frac{3,93a_0}{w} + 2,7\left(\frac{a_0}{w}\right)^2\right]) / (1 + 2a_0/w)(1 - a_0/w)^{3/2} \quad (36)$$

O método de medição do tamanho da pré-trinca após a realização do ensaio é comum às 3 edições da norma utilizadas nesta pesquisa , deve-se medir o comprimento da pré-trinca em nove pontos com distancias iguais entre si, ao longo da largura do corpo de prova na sequência mostrada

na Figura 79 abaixo, a média das distâncias encontrada é a medida a_0 que será utilizada para o cálculo do CTOD.

Figura 76– Sequência para medição dos valores de pré-trinca.

Norma ASTM E 1290 – Edição 2002

Nesta edição da norma a razão entre o a_0/w deve estar entre os seguintes valores mínimo e máximo, $0,45 \leq a_0/w \leq 0,70$ e a equação para cálculo de CTOD usada é :

$$\delta = \left(\frac{1}{m\sigma_y} \right) \left\{ K^2 \left(1 - \frac{v^2}{E} \right) + \eta A_p / \left[B(w - a_0) \left(1 + \frac{\alpha + z}{0,8a_0 + 0,2w} \right) \right] \right\} \quad (37)$$

onde k é determinado conforme Equação 38, Y é determinado conforme equação 48, abaixo:

$$K = YP / [BW^{1/2}] \quad (39)$$

$$Y = 6 \left(2 + \frac{a_0}{w} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - a_0/w \left[1 - \frac{a_0}{w} \right] \left[2,15 - \frac{3,93a_0}{w} + 2,7 \left(\frac{a_0}{w} \right)^2 \right] \right) / (1 + a_0/w)(1 - a_0/w)^{3/2} \quad (40)$$

E m , n e η são demonstrados conforme equações 50, 51 e 52, respectivamente:

$$m = 1,221 + 0,793(a_0/w) + 2,751(n) - 1,418(a_0/w)(n) \quad (41)$$

$$n = \frac{1,724 - 6,098}{R} + \frac{8,326}{R^2} - \frac{3,965}{R^3} \quad (42)$$

Onde $R = \sigma_{TS}/\sigma_{YS}$

$$\eta = -7,999 + 49,737\left(\frac{a_0}{w}\right) - 78,988\left(\frac{a_0}{w}\right)^2 + 41,226\left(\frac{a_0}{w}\right)^3 \quad (43)$$

Norma ASTM E 1290 – Edição 2008

Na edição 2008 da norma ASTM E 1290 a razão entre o a_0/w segue os mesmos valores máximo e mínimo que a edição 2002, ou seja, $0,45 \leq a_0/w \leq 0,70$. A equação para calculo de CTOD usada é similar à usada na edição 2002, as diferenças estão nas equações utilizadas para o calculo de m e η que usam valores diferentes para a relação a_0/w e consequentemente atribuem peso maior a zona plástica do ensaio, aproximando o calculo de CTOD ao conceito de integral J:

$$\delta = \left(\frac{1}{m\sigma_y}\right) \left\{ K^2(1 - \nu^2)/E + \eta A_p / \left[B(w - a_0) \left(1 + \frac{\alpha+z}{0,8a_0+0,2w}\right) \right] \right\} \quad (44)$$

E m , e η são demonstrados conforme equações 54 e 55, respectivamente:

$$m = A_0 - A_1 \cdot \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}}\right) + A_2 \cdot \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}}\right)^2 - A_3 \cdot \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}}\right)^3 \quad (45)$$

$$\eta = 3,785 - 3,101\left(a_0/w\right) + 2,018\left(a_0/w\right)^2 \quad (46)$$

A figura 80 abaixo mostra a região da zona plástica, usada no calculo para CTOD nas edições 2002 e 2008 da norma ASTM E 1290. A formula para calculo desta área está referenciada na ASTM E 1820- Edição 2013.

Figura 77 – Área plástica para cálculo do CTOD₅₄

A equação para cálculo da área da zona plástica é demonstrada abaixo.

$$A_{pl(i)} = A_{pl(i-1)} [P_{(i)} + P_{(i-1)}] [V_{pl(i)} - V_{pl(i-1)}] / 2 \quad (47)$$

3.1.12 FRATOLOGRAFIA

Após a execução dos ensaios de tração, impacto e CTOD os corpos de prova foram seccionados e preparados para a análise fractográfica. Para a fratoografia dos corpos de prova oriundos dos ensaios de tração foram selecionados amostras dos dois diferentes lotes, tres amostras para metal de base, uma para cada temperatura de ensaio, tres amostras de ZTA, uma para cada temperatura de ensaio e tres amostras de metal de solda, uma para cada temperatura de ensaio. O objetivo desta análise foi de verificar o comportamento do material sob o ponto de vista de modos de fratura quando sujeito a solicitações mecânicas diferentes com variação de temperatura. Estas análises foram realizadas em um estéreomicroscópio da marca ZEISS modelo estereo discovery V8 pertencente ao Departamento de Engenharia de Materias no Campus I USP de São Carlos e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca FEI e modelo Impec 50 pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais no Campus II da USP de São Carlos. A figura 81 abaixo, mostra um exemplo de imagem capturada pelo MEV da região da solda do corpo de prova do lote 187.

Figura 78- Exemplo de imagem do capturada pelo MEV, corpo de prova lote 187 região da soldagem.

CAPÍTULO 4

4.1 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL LOTE 187

A Figura 79 mostra as diferenças de estrutura entre metal de base, ZTA 1 (região mais próxima do metal de base), ZTA 2 (região mais próxima da solda) e metal de solda, as fases apresentadas são similares, porém com diferenças evidentes de orientação e tamanho de grãos, diferenças consideradas naturais em função do ciclo térmico que o material passa durante a soldagem, é referente ao corpos de prova lote 187-13. Ambos os lotes de corpo de prova apresentam uma microestrutura típica do aço P91 com uma microestrutura de martensita.

Figura 79 – Metalografia das diversas regiões dos corpos de prova lote 187-13 sendo 1 Metal de Base, 2 Zona de Recristalização, 3 ZTA e 4 Solda. Ataque Vilela. Aumento 100 Vezes

A Figura 80 abaixo mostra a metalografia realizada no metal de base do corpo de prova do lote 187/13, apresenta matriz martensítica de baixo carbono e prováveis precipitações globulares dispersos na matriz e nos contornos de grãos, classificados como grãos de tamanhos 7 e 8 predominantes, conforme método de determinação de tamanho dos grãos da norma ASTM E 112⁵⁶.

Figura 80- Material Base CP 187 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes

A Figura 81, abaixo referem-se à metalografia realizadas na região da ZTA 1 (mais próxima do metal de base) do corpo de prova do lote 187/13, apresenta matriz martensítica de baixo carbono mais refinados que os grão encontrados na metalografia do metal de base e prováveis precipitações globulares dispersos na matriz e nos contornos de grãos, classificados como grãos de tamanho 7 predominante, conforme método de determinação de tamanho dos grãos da norma ASTM E 112⁵⁶.

Figura 81- Região ZTA 1 (mais próxima do metal de base) CP 187 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes

A região da ZTA mais próxima do metal de base, mostra recristalização dos grãos. Não apresenta diferenças significativas entre sua estrutura apresentada e a apresentada na amostra de metal de base do mesmo lote, evidenciou-se somente um afinamento dos grãos em função do ciclo térmico da soldagem. A figura 82 abaixo mostra a metalografia do corpo de prova do lote 187-13 na região da ZTA 2 (mais próxima de solda).

Figura 82- Região ZTA 2(mais próxima da solda) CP 187 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes

Nota-se na metalografia da ZTA 2 que o refinamento dos grãos foi menos efetivo, devido ao maior tempo de exposição em altas temperaturas durante o resfriamento, há também uma diferença na orientação dos grãos e quando comparado à amostra de metalografia do metal de base, estas diferenças comumente aumentam a dureza final e reduzem a ductilidade do material nesta região. A figura 83 abaixo mostra metalografia realizada no corpo de prova do lote 187-13 na região da solda.

Figura 83- Solda (Aumento 200x) CP 187 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes

A metalografia do metal de solda mostrou a mesma matriz martensítica do metal de base, porém sem orientação definida e com um pequeno aumento na densidade do que provavelmente trata-se de carbonetos e precipitados na fronteira dos grãos, estas características são usuais na região do metal de solda e tendem a aumentar o limite de resistência e reduzir a ductilidade do material nesta região.

4.1.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL LOTE 188

A Figura 84 abaixo mostra as diferenças de estrutura entre metal de base, ZTA 1 (região mais próxima do metal de base), ZTA 2 (região mais próxima da solda) e metal de solda, as fases apresentadas são similares, porém com diferenças evidentes de orientação e tamanho de grãos, diferenças consideradas naturais em função do ciclo térmico que o material passa durante a soldagem, é referente ao corpos de prova lote 188-13. Ambos os lotes de corpo de prova apresentam uma microestrutura típica do aço P91 com uma microestrutura de martensita.

Figura 84– Metalografia das diversas regiões dos corpos de prova lote 188-13 sendo 1 Metal de Base, 2 Zona de Recristalização, 3 ZTA e 4 Solda. . Ataque Vilela. Aumento 100 vezes

A Figura 85 abaixo mostra a metalografia realizada no metal de base do corpo de prova do lote 188/13, apresenta matriz martensítica de baixo carbono e prováveis precipitações globulares dispersos na matriz e nos contornos de grãos, classificados como grãos de tamanhos 7 e 8 predominantes, conforme método de determinação de tamanho dos grãos da norma ASTM E 112⁵⁶.

Figura 85- Material Base CP 188 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes

A Figura 86, abaixo refere-se à metalografia realizadas na região da ZTA 1 (mais próxima do metal de base) do corpo de prova do lote 188/13, apresenta matriz martensítica de baixo carbono mais refinados que os grão encontrados na metalografia do metal de base e provaveis precipitações globulares dispersos na matriz e nos contornos de grãos, classificados como grãos de tamanho 7 predominante, conforme metodo de determinação de tamanho dos grãos da norma ASTM E 112⁵⁶.

Figura 86- Região ZTA 1 (mais próximo do metal de base) CP 188 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes

A região da ZTA mais próxima do metal de base, mostra recristalização dos grãos. Não apresenta diferenças significativas entre sua estrutura apresentada e a apresentada na amostra de metal de base do mesmo lote, evidenciou-se somente um afinamento dos grãos em função do ciclo térmico da soldagem. A figura 87 abaixo mostra a metalografia do corpo de prova do lote 188-13 na região da ZTA 2 (mais próxima de solda).

Figura 87- Região ZTA 2 (mais próximo da solda) CP 188 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes

Nota-se na metalografia da ZTA 2 que o refinamento dos grãos foi menos efetivo, devido ao maior tempo de exposição em altas temperaturas durante o resfriamento, há também uma diferença na orientação dos grãos e quando comparado à amostra de metalografia do metal de base, estas diferenças comumente aumentam a dureza final e reduzem a ductilidade do material nesta região. A figura 88 abaixo mostra metalografia realizada no corpo de prova do lote 188-13 na região da solda.

Figura 88- Figura 7 Solda CP 188 13. Ataque Vilela. Aumento 200 vezes

A metalografia do metal de solda mostrou a mesma matriz martensítica do metal de base, porém sem orientação definida e com um pequeno aumento na densidade do que provavelmente trata-se de carbonetos e precipitados na fronteira dos grãos, estas características são usuais na região do metal de solda e tendem a aumentar o limite de resistência e reduzir a ductilidade do material nesta região.

Nota-se que não há alterações evidentes na microestrutura do material comparando-se a mesma região dos dois lotes, independentemente da região analisada. Ambos os lotes de corpo de prova apresentam uma microestrutura martensítica, típica do aço P91 com prováveis precipitados nos contornos de grão e dispersos na matriz, classificados como grãos de tamanhos 7 e 8 predominantes, conforme norma ASTM E 112

4.2 ANALISE DA FRATURA – MEV

4.2.1 IMAGENS DO LOTE 187

As figuras 89 a 90 abaixo, mostram imagens da fratura na amostra retiradas do lote 187, nas regiões metal de base e ensaiada na temperatura ambiente.

Figura 89- lote 187 Ensaio em temperatura ambiente Metal de base. (a) região do entalhe e pré-trinca

Figura 90 - lote 187 Ensaio em temperatura ambiente Metal de base, região pré-trinca e fratura.

A imagem na figura 90 mostra destacamento brusco do material, deformação plástica e micro vazios conhecidos como alvéolos (dimples), evidenciando fratura dútil. As figuras 91 e 92 abaixo mostram imagens da amostra retirada do metal de base do lote 187 ensaiado a 300°C de, nas regiões do entalhe, pré-trinca e fratura .

Figura 91-- lote 187 Ensaio a 300°C de temperatura Metal de base, região do entalhe e pré-trinca.

Figura 92- lote 187 Ensaio a 300°C de temperatura Metal de base, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 93 e 94, mostram deformação plástica maior que a mesma região ensaiada na temperatura ambiente, também apresenta micro vazios (dimples) e destacamento de grãos o que evidencia que a fratura na mesma região na temperatura de 300°C quando comparado à temperatura ambiente é mais dútil.

Figura 93- lote 187- Ensaio a 600°C de temperatura Metal de base, região do entalhe e pré-trinca

(b)

Figura 94- lote 187 Ensaio a 600°C de temperatura Metal de base, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 93 e 94 mostram alta taxa de deformação plástica, também apresenta micro vazios (dimples), a comparação das imagens da região do metal de base corrobora com os resultados dos ensaios de CTOD, mostrando que o aumento da ductilidade é proporcional ao aumento de temperatura dentro da faixa de temperaturas ensaiadas. As figuras 94 e 95 abaixo mostram imagens da amostra retirada da ZTA do lote 187 ensaiado na temperatura ambiente, região entalhe, pré-trinca e fratura.

Figura 95- lote 187 Ensaio na temperatura ambiente, ZTA, região do entalhe e pré-trinca.

(b)

Figura 96- lote 187 Ensaio a temperatura ambiente, ZTA, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 97 e 98 mostram destacamento brusco do material, deformação plástica, micro vazios (dimples) e pequenas regiões onde houve clivagem, o destaque com aumento maior também demonstra que a distribuição e dimensão dos alveolos é heterogênia dissimilar ao encontrado na região do metal de base, a fratura porém, é predominantemente dútil. As esferas que aparecem na superfície da imagem do detalhe com 5 μm pela forma provavelmente terat-se apenas de um oxido superficial.

Figura 97- lote 187 Ensaio a 300°C de temperatura, ZTA, região do entalhe e pré-trinca.

Figura 98-lote 187 Ensaio a 300°C de temperatura, ZTA, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 99 e 100 mostram deformação plástica maior que a observada na mesma região com ensaio na temperatura ambiente, também apresentam micro vazios (dimples) .

Figura 99- lote 187 Ensaio a 600°C de temperatura, ZTA, região do entalhe e pré-trinca

Figura 100- lote 187 Ensaio a 600°C de temperatura, ZTA, região pré-trinca e fratura.

A imagem na figura 100 mostra deformação plástica maior que a observada na mesma região com ensaio na temperatura ambiente, micro vazios (dimples) de dimensões e distribuição mais homogenios que os observados no ensaio em temperatura ambiente, algumas formações no fundo dos dimples provavelmente são carbonetos que se formaram em função da temperatura do material durante o ensaio.

Figura 101- Ensaio a temperatura ambiente , solda, região do entalhe e pré-trinca.

Figura 102-lote 187 Ensaio a temperatura ambiente , solda, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 103 e 104 mostram fratura transgranular ou por clivagem combinada a regiões de fratura dútil (alveolar) observada-se que a região de solda indica menos ductilidade quando comparada ao metal de base ensaiado na mesma temperatura (ambiente). As amostras em temperatura ambiente na região do metal de base são as únicas amostras que apresentaram característica predominantemente frágil, mas como este tipo de material usualmente trabalha em temperaturas entre 300 e 600°C e também levando em consideração o resultado dos ensaios de CTOD, impacto charpy e tração pode se afirmar que não compromete a usabilidade do material com estes parâmetros de tratamento.

Figura 103- lote 187 Ensaio a temperatura de 300°C, solda, região do entalhe e pré-trinca.

(b)

Figura 104- lote 187 Ensaio a temperatura de 300°C, solda. (a) região do entalhe e pré-trinca (b) região pré-trinca e fratura

A imagem na figura 104 mostra região da fratura com deformação plástica maior que a observada na mesma região com ensaio na temperatura ambiente, característica de fratura por micro vazios (dimples). Algumas formações no fundo dos dimples provavelmente são carbonetos que se formaram em função da temperatura do material durante o ensaio.

Figura 105 - Ensaio a temperatura de 600°C, solda, região do entalhe e pré-trinca.

Figura 106 - Ensaio a temperatura de 600°C, solda região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 105 e 106 mostram região da fratura com rompimento brusco e destacamento do material, alta deformação e micro vazios (dimples). Algumas formações no fundo dos dimples provavelmente são carbonetos que se formaram em função da temperatura do material durante o ensaio, porém algumas destas formações, particularmente as maiores e com formato de esfera, são provavelmente oxidos formados na superfície devido a temperatura de ensaio.

4.2.2 IMAGENS DO LOTE 188

As figuras abaixo, mostram imagens das amostras retiradas do lote 188, nas regiões metal de base, ZTA e solda, todas as regiões possuem amostras de fratura dos corpos de prova que foram ensaiados na temperatura ambiente, a 300 °C e a 600°C, assim como foi efetuado nas amostras no lote 187.

Figura 107- lote 188 Ensaio em temperatura ambiente Metal de base, região do entalhe e pré-trinca.

(b)

Figura 108- lote 188 Ensaio em temperatura ambiente Metal de base, região pré-trinca e fratura.

A imagem nas figuras 107 e 108 mostra destacamento brusco do material, deformação plástica e micro vazios conhecidos como alvéolos (dimples), evidenciando fratura dútil. As figuras 109 e 110, abaixo mostram imagens da amostra retirada do metal de base do lote 188 ensaiado a 300°C de, sendo a figura 109 da região entalhe e pré-trinca e figura 110 região da pré-trinca e fratura. As figuras mostram alta deformação plástica, destacamento de grãos também apresenta micro vazios (dimples) característico de fratura dútil. Algumas formações no fundo dos dimples provavelmente são carbonetos que se formaram em função da temperatura do material durante o ensaio, porém algumas destas formações.

Figura 109-lote 188 Ensaio em temperatura de 300°C Metal de base, região do entalhe e pré-trinca.

Figura 110-lote 188 Ensaio em temperatura de 300°C Metal de base, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 111 e 112 evidenciam deformação plástica maior que a mesma região ensaiada na temperatura ambiente, também apresenta micro vazios (dimples) e destacamento de grãos o que evidencia que a fratura na mesma região na temperatura de 600°C quando comparado à temperatura ambiente é mais dútil, as imagens do MEV corroboram com os resultados de ensaios de CTOD.

Figura 111-lote 188 Ensaio em temperatura de 600°C Metal de base, região do entalhe e pré-trinca.

(b)

Figura 112 - lote 188 Ensaio em temperatura de 600°C Metal de base, região pré-trinca e fratura.

As figuras 113 e 114 abaixo mostram imagens da amostra retirada da ZTA do lote 188 ensaiado na temperatura ambiente, sendo para figura 113, região entalhe e pré-trinca, e figura 114 região da pré-trinca e fratura. A fratura mostrada na figura 114 mostra regiões de fratura dútil e regiões de fratura frágil, a região de fratura frágil registrada é predominante e mostra destacamento transgranular e clivagem, característicos de fratura frágil.

Figura 113- lote 188 Ensaio em temperatura ambiente ZTA, região do entalhe e pré-trinca .

Figura 114- lote 188 Ensaio em temperatura ambiente ZTA, região pré-trinca e fratura.

As imagens das figuras 115 e 116 são dos corpos de prova do lote 188 ensaiados na ZTA na temperatura de 300 °C. A imagem 116 mostra micro vazios (dimples) alongados, característicos de fratura com alta ductilidade, preservando a tendencia demonstrada até então que mostra um aumento na ductilidade, com o aumento da temperatura de ensaio. Esta tendencia demonstrada corrobora com os resultados de CTOD, impacto e ensaio de tração.

Figura 115-lote 188 Ensaio em temperatura 300°C ZTA, região do entalhe e pré-trinca.

Figura 116-lote 188 Ensaio em temperatura 300°C ZTA, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 117 e 118 mostram fratura dútil com microvazios (dimples) alongados, o que demonstra alta ductilidade, característica que pode ser comprovado pelo resultado do ensaio de CTOD que demonstra-se maior com o aumento da temperatura do ensaio.

Figura 117-lote 188 Ensaio em temperatura 600°C ZT, região do entalhe e pré-trinca.

Figura 118-lote 188 Ensaio em temperatura 600°C ZTA, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 119 e 120 mostram na região de solda ensaio do lote 188 realizado a temperatura ambiente, com fratura predominantemente dútil, alveolar com, combinada pequenas a regiões de fratura frágil por clivagem.

Figura 119-lote 188 Ensaio em temperatura ambiente SOLDA, região do entalhe e pré-trinca.

Figura 120-lote 188 Ensaio em temperatura ambiente SOLDA, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 121 e 122 mostram fratura dos corpos de prova ensaiados na região de solda do lote 188 realizado a 300°C, com fratura dútil, alveolar.

Figura 121-lote 188 Ensaio em temperatura 300°C SOLDA, região do entalhe e pré-trinca..

Figura 122-lote 188 Ensaio em temperatura 300°C SOLDA, região pré-trinca e fratura.

As imagens nas figuras 123 e 124 mostram fratura dos corpos de prova ensaiados na região de solda do lote 188 realizado a 600°C, com fratura dútil, com alveolos alongados evidencia de que a região ensaiada a 600°C é mais dútil que a região ensaiada na temperatura ambiente, fato que pode ser comprovado com os resultados dos ensaios de CTOD, Charpy e ensaio de tração.

Figura 123- lote 188 Ensaio em temperatura 600°C SOLDA, região do entalhe e pré-trinca.

Figura 124- lote 188 Ensaio em temperatura 600°C SOLDA, região pré-trinca e fratura.

As faturas analisadas mostraram predominante região dútil, com o aumento da temperatura de ensaio os alvéolos apresentaram-se alongados, indicando mais ductilidade que a mesma região ensaiada em temperatura inferior. As únicas regiões que evidenciaram clivagem e região de fratura dútil foram a ZTA e solda, porém somente para ensaios realizados na temperatura ambiente.

4.1 ANÁLISE QUÍMICA.

Antes da soldagem amostras dos tubos de teste do mesmo lote passaram por análise química e para certificar-se da composição química final da soldagem. Foram feitos depósitos de acordo com a especificação de cada um dos consumíveis e a composição química da solda foi testada, a Análise Química foi realizada pelo método de Espectrometria por emissão óptica em um equipamento SPECTROMAX , calibrado pelo fabricante as tabelas 18,19 e 20 mostram os resultados encontrados.

Tabela 18– Composição química encontrada tubo ASTM A-335 P91

Composição (percentual do peso)									
ASTM A 335 P91	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Elementos adicionais
Exigido	0.08 - 0.12	0.30- 0.60	0.20– 0.50	0.020	0.010	0.40	8.00– 9.50	0.85– 1.05	V 0.18–0.25 N 0.030–0.070 Al 0.02 máx. Cb 0.06–0.10 Ti 0.01 máx. Zr 0.01 máx.
Encontrado	0,09	0,45	0,27	0,01	0,01	0,36	8,67	0,85	V – 0,20 Cb – 0,07

Os resultados obtidos na análise química do tubo atenderam as faixas exigidas pela norma do material e foram aprovadas.

A tabela 19 abaixo, mostra os resultados obtidos na análise química da vareta AWS ER 90S-B9, consumível usado no processo TIG, todas as amostras atenderam as faixas exigidas pelo ASME II parte C – SFA 5.28 e foram aprovadas.

Tabela 19– Composição química da solda – (depósito da vareta AWS ER 90s-B9)

Composição <i>(percentual do peso)</i>									
AWS ER 90S B9	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Elementos adicionais
Exigido	0.07– 0.13	1.20	0.15– 0.50	0.010	0.010	0.80	8.00– 10.50	0.85– 1.20	V – 1,30 Cu – 0,20
Encontrado	0,12	0,66	0,19	0,009	0,005	0,52	8,54	1,06	V – 0,20 Cu – 0,02 Al-0,01 N – 0,035

A tabela 20 abaixo, mostra os resultados obtidos na análise química da vareta AWS E 9015-B9, consumível usado no processo Eletrodo revestido, todas as amostras atenderam as faixas exigidas pelo ASME II parte C – SFA 5.5 e foram aprovadas.

Tabela 20– Composição química da solda – (depósito do Eletrodo AWS E 9015-B9)

Composição <i>(percentual do peso)</i>									
AWS E 9015 B9	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Elementos adicionais
Exigido	0.08– 0.13	1.20	0.30	0,01	0,009	0.80	8.0–10.5	0.85– 1.20	V 0.15–0.30 Cu -0.25 Al -0.04 Nb (Cb) 0.10 N 0.02–0.07
Encontrado	0,12	0,65	0,20	0,01	0,009	0,85	8,59	1,07	V – 0,28 Cu – 0,02 Al-0,01 N – 0,035

4.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Amostras dos lotes 187 e 188, das regiões Metal de Base, ZTA, e Solda foram submetidas à difração de Raio X (XRD) para identificação das fases presentes nas regiões ensaiadas, os resultados experimentais do ensaio são mostrados através dos gráficos nas figuras 125 a 130, abaixo.

Figura 125- Difração de Raios-X lote 187 ZTA – temperatura ambiente

Figura 126- Difração de Raios-X lote 187 Metal de Base -600 °C

Figura 127- Difração de Raios-X lote 187 SOLDA - 600°C

Figura 128- Difração de Raios-X lote 188 SOLDA – 600°C

Figura 129- Difração de Raios-X lote 188 SOLDA – 600°C

Figura 130- Difração de Raios-X lote 188 Metal de Base – 600°C

Todas as amostras analisadas de ambos os lotes (187 e 188) e nas tres diferentes regiões (Metal de base, ZTA e solda) apresentaram picos característos de angulação similares, variando a intensidade dentro de limites que não descaracterizam a fase, tais diferentes intensidades provavelmente apenas retratam distorções na rede. Os picos de intensidade apresentados indicam grande predominancia de Fase martensitica, evidentemente é conhecida a possibilidade da existencia de Sub-fases de austenita retida e carbonetos $M_{23}C_6$, porém não foram encontrados em quantidade o bastante para gerar picos específicos e serem identificados mais claramente na região ensaiada, mas o pequeno alargamento na base do segundo pico característico das amostras ensaiadas, que ocorre que maior intensidade nas amostras ensaiadas na temperatura ambiente, podem indicar a existencia de pequena quantidade de carbonetos dispersos e também pequenas regiões com fase de austenita retida, mas em quantidades pequenas, a existencia de carbonetos pode ser comprovada pelas imagens do MEV.

4.3 ENSAIO DE DUREZA

Executou-se uma varedura de Microdureza conforme mapa de posicionamento dos pontos da figura 132 abaixo, para correta identificação das regiões, antes da determinação da localização dos pontos a serem medidos, cada corpo de prova lote foi preparado e atacado com reagente vilela, com a macrografia pronta, evidenciou-se visualmente as regiões de Metal de solda, metal de base e ZTA, como mostra a figura 131.

Figura 131-Macrografia do CP187 13 e CP 188 13 fonte o Autor

Figura 132-Mapa dos pontos de Dureza dos lotes 187 13 e 188 13 fonte o Autor

A tabela 21 mostra os resultados encontrados ponto a ponto e o gráfico.

Tabela 21-Resultados da varredura de Micro dureza

Pontos	Metal Base		ZTA		Solda		Pontos	Metal Base		ZTA		Solda	
	187	188	187	188	187	188		187	188	187	188	187	188
1	210	213	-	-	-	-	11	208	213	-	-	-	-
2	-	-	214	276	-	-	12	-	-	248	268	-	-
3	-	-	251	288	-	-	13	-	-	254	276	-	-
4	-	-	263	290	-	-	14	-	-	265	291	-	-
5	-	-	-	-	240	260	15	-	-	-	-	238	269
6	-	-	-	-	245	268	16	-	-	263	284	-	-
7	-	-	257	285	-	-	17	-	-	256	276	-	-
8	-	-	240	272	-	-	18	-	-	249	263	-	-
9	-	-	234	268	-	-	19	209	213	-	-	-	-
10	205	212	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

A figura 133 abaixo, mostra as medias de dureza nas tres regiões (Metal de base, ZTA e solda) do corpo de prova do lote 187 13.

Figura 133- Dureza média por região, corpo de prova lote 187 13.

Nota-se que nas regiões da ZTA e solda a dureza média é maior que a dureza média da região do metal de base, estes resultados foram corroborados pelos resultados encontrados no ensaio de tração, e impacto. A figura 134 abaixo, mostra as medias de dureza nas tres regiões (Metal de base, ZTA e solda) do corpo de prova do lote 188 13.

Figura 134- Dureza média por região, corpo de prova lote 188 13.

Nota-se que a dureza média do metal de base do corpo de prova de lote 188 13 é maior que a dureza média do corpo de prova de lote 187 13 em 3,7%. Quando comparamos as durezas nas tres regiões ensaiadas dos corpos de prova do mesmo lote (metal de base, ZTA e solda) nota-se aumento de dureza media no lote 188 13 nas tres regioes ensaiadas, porém a maior diferença que está na região da solda é de apenas 7,9%. A Figura 135 abaixo mostra a comparação das médias de dureza entre os corpos de prova do dois lotes.

Figura 135-Gráfico comparativo de Durezas Médias nos lotes 187 13 e 188 13

Comparando as médias de dureza dos copos de prova, nota-se que o perfil de dureza obedece a mesma proporção e mantém as diferenças proporcionais entre si, nas tres regiões ensaiadas o lote 188 13 apresentou dureza maior sendo a maior diferença apresentada na região da

solda que apresentou 28 Vicker a mais na média calculada, isto e mostra que o diferente procedimento adotado entre os dois lotes para execução do tratamento térmico influenciou pouco na diferença de dureza entre os corpos de prova. As regiões da ZAT e metal de solda que apresentaram aumento nas médias de dureza encontrada também apresentaram esta característica nos ensaios de tração e redução da absorção de energia nos ensaios de impacto charpy, todos estes resultados se corroboram entre si.

4.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados nas temperaturas, ambiente, 300°C e 600 °C e retirados das regiões de metal de base e solda. No caso de corpo de prova solda, trata-se de tubo soldado, por que como mostrado no capítulo 3 os corpos de prova foram retirados no sentido transversal ao eixo da solda, tomou-se o cuidado de atacar a peça de teste para identificar o posicionamento da solda e usinar o corpo de prova deixando a região soldada no centro da parte a ser ensaiada.

Devido as dimensões da ZTA inviabilizou-se a retirada de corpos de prova de tração específicos desta região, porém os corpos de prova de soldagem também incluem a ZTA e caso a resistencia a tração na região da ZTA fosse inferior à região de soldagem o ataque realizado nos corpos de prova permitira identificar esta situação, porém nenhum dos corpos de prova rompeu na região da solda ou ZTA o que baseado nos resultados do ensaio de dureza, já era previsto, pois é sabido que, a dureza é uma propriedade diretamente proporsional à resistencia a tração e comparando os resultados de dureza em ambos os lotes identificamos que a dureza na região da ZTA foi sempre maior que na região da solda.

É possível notar que todas o ensaios do lote 188-13 nas tres temperaturas ensaiadas, ambiente, 300°C e 600 °C tanto para metal de base quanto para metal de solda, apresentaram resultados de maior limite de escoamento (σ_{YS}) e limite de resistência à tração (σ_{TS}), quando comparados com os resultados dos ensaio do lote 187-13, o que também confirma os resultados apresentados nas varreduras de dureza.

A tabela 22 abaixo, mostra os resultados de tração (σ_{TS}) e escoamento (σ_{YS}) dos ensaios realizados em corpos de prova do lote 187 13 metal de base, nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C.

Tabela 22– Resultado do ensaio de tração: limite de escoamento (σ_{YS}) e resistência à tração (σ_{TS}), a temperatura ambiente, 300°C e 600°C, para o lote 187 Metal de base.

Corpo de prova	Temperatura	σ_{YS} (0,2%) MPa	Média σ_{YS} (MPa)	Desvio Padrão σ_{YS} (MPa)	σ_{TS} (MPa)	Média σ_{TS} (MPa)	Desvio padrão σ_{TS} (MPa)
187-1	Ambiente	521	520	4	675	669	6
187-2	Ambiente	516			664		
187-3	Ambiente	524			667		
187-4	300°C	456	458	2	574	572	2
187-5	300°C	460			572		
187-6	300°C	457			571		
187-7	600°C	354	350	13	376	372	16
187-8	600°C	335			354		
187-9	600°C	360			385		

A tabela 23 abaixo, mostra os resultados de tração (σ_{TS}) e escoamento (σ_{YS}) dos ensaios realizados em corpos de prova do lote 187 13 corpo de prova com solda, nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C.

Tabela 23– Resultado do ensaio de tração: limite de escoamento (σ_{YS}) e resistência à tração (σ_{TS}), a temperatura ambiente, 300°C e 600°C, para o lote 187 solda.

Corpo de prova	Temperatura	σ_{YS} (0,2%) MPa	Média σ_{YS} (MPa)	Desvio Padrão σ_{YS} (MPa)	σ_{TS} (MPa)	Média σ_{TS} (MPa)	Desvio padrão σ_{TS} (MPa)
187-1S	Ambiente	646	659	59	728	735	21
187-2S	Ambiente	723			759		
187-3S	Ambiente	608			719		
187-4S	300°C	493	521	31	609	622	18
187-5S	300°C	515			614		
187-6S	300°C	554			642		
187-7S	600°C	333	358	23	348	373	23
187-8S	600°C	366			376		
187-9S	600°C	376			394		

A tabela 24 abaixo, mostra os resultados de tração (σ_{TS}) e escoamento (σ_{YS}) dos ensaios realizados em corpos de prova do lote 188 13 metal de base, nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C.

Tabela 24– Resultado do ensaio de tração: limite de escoamento (σ_{YS}) e resistência à tração (σ_{TS}), a temperatura ambiente, 300°C e 600°C, para o lote 188 Metal de Base.

Corpo de prova	Temperatura	σ_{YS} (0,2%) MPa	Média σ_{YS} (MPa)	Desvio Padrão σ_{YS} (MPa)	σ_{TS} (MPa)	Média σ_{TS} (MPa)	Desvio padrão σ_{TS} (MPa)
188-1	Ambiente	528	566	79	668	684	35
188-2	Ambiente	514			659		
188-3	Ambiente	657			724		
188-4	300°C	444	444	4	552	555	6
188-5	300°C	440			551		
188-6	300°C	447			561		
188-7	600°C	349	361	18	369	391	24
188-8	600°C	382			417		
188-9	600°C	352			388		

A tabela 25 abaixo, mostra os resultados de tração (σ_{TS}) e escoamento (σ_{YS}) dos ensaios realizados em corpos de prova do lote 188 13 corpo de prova com solda, nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C.

Tabela 25- Resultado do ensaio de tração: limite de escoamento (σ_{YS}) e resistência à tração (σ_{TS}), a temperatura ambiente, 300°C e 600°C, para o lote 188 com solda.

Corpo de prova	Temperatura	σ_{YS} (0,2%) MPa	Média σ_{YS} (MPa)	Desvio Padrão σ_{YS} (MPa)	σ_{TS} (MPa)	Média σ_{TS} (MPa)	Desvio padrão σ_{TS} (MPa)
188-1S	Ambiente	674	648	38	708	718	9
188-2S	Ambiente	604			726		
188-3S	Ambiente	666			719		
188-4S	300°C	509	497	46	603	585	40
188-5S	300°C	535			613		
188-6S	300°C	446			539		
188-7S	600°C	352	375	25	373	394	23
188-8S	600°C	372			390		
188-9S	600°C	402			418		

A seguir as figuras 136 a 139 abaixo, mostram alguns gráficos dos ensaios de tração de ambos os lotes, devido ao numero extenso de ensaios não foram incluídos todos nesta dissertação, porém todos os gráficos gerados podem ser consultados na seção de anexos.

Figura 136 – Comportamento Tensão x deformação do corpo de Metal de Base n° 187-7, Ensaio a 600 °C

Figura 137-Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de metal de Base n° 188-4, ensaio a 300°C.

Figura 138– Comportamento Tensão x deformação de corpo de prova de solda n°187-7S. Ensaio realizado a 600 °C

Figura 139– Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de solda de n° 188-1S, ensaio à temperatura ambiente.

A figura 140 abaixo mostra a comparação dos limites de tração médio (σ_{TS}) para os corpos de prova do lote 187 13, metal de base e solda, ensaiados nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C. Nota-se que os resultados decrescem e convergem para o mesmo ponto com o aumento da temperatura e a 600°C são similares.

Lote 187 13	$\sigma_{TS}(\text{MPa})$	
	Média	Desvio
—●— Metal de Base Ambiente	669	6
—■— Metal de Base - 300°C	572	2
—▲— Metal de Base - 600°C	372	16
—*— Solda Ambiente	735	21
—*— Solda-300°C	622	18
—●— Solda - 600°C	373	23

Figura 140- Tração lote 187 13, metal de base e solda nas temperaturas, ambiente, 300°C e 600°C.

A figura 141 abaixo mostra a comparação dos limites de tração médio (σ_{TS}) para os corpos de prova do lote 188 13, metal de base e solda, ensaiados nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C. Nota-se que os resultados decrescem e convergem para o mesmo ponto com o aumento da temperatura e a 600°C são similares.

Figura 141- Tração lote 188 13, metal de base e solda nas temperaturas, ambiente, 300°C e 600°C.

A figura 142 abaixo mostra a comparação dos limites de tração médios (σ_{TS}) entre os lotes de corpos de prova 187 13 e 188 13, metal de base, ensaiados nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C.

Figura 142- Tração lotes 187 13 e 188 13, metal de base, nas temperaturas, ambiente, 300°C e 600°C.

A figura 143 abaixo mostra a comparação dos limites de tração médios (σ_{TS}) entre os lotes de corpos de prova 187 13 e 188 13, metal solda, ensaiados nas temperaturas ambiente, 300°C e 600°C.

Figura 143- Tração lotes 187 13 e 188 13, metal de solda, nas temperaturas, ambiente, 300°C e 600°C.

Destaca-se que os resultados médios de limite de resistência à tração (σ_{TS}) em ambos os lotes são similares e com desvio padrão que máximo de 23 Mpa considerando ambos os lotes, como os resultados apresentados no ensaio de dureza também são muito próximos entre si, os resultados do ensaio de dureza corrobora os resultados encontrados nos ensaios de tração.

4.4.1 ENSAIO DE IMPACTO

A energia absorvida nos ensaios de impacto resultados obtidos nos ensaios de impacto estão apresentados abaixo. Os corpos de prova foram pré-trincados para possibilitar o cálculo da tenacidade ao impacto dinâmico, os resultados apresentados são a razão entre a energia absorvida no ensaio pela área útil do corpo de prova ensaiado.

A tabela 26 e a figura 144 abaixo, mostram os resultados de energia absorvida dividida pela área útil do corpo de prova, para região do metal de base no lote 187 13.

Tabela 26– Resultado do ensaio de impacto para o material de base Corpos de prova lote 187-13.

CP	Área Útil	Temp.	Energia pela Área (J/mm ²)	Média da Energia (J/mm ²)	Desvio Padrão
187-1MB	45,4	Ar	2,23	2,58	0,49
187-2MB	44,8		2,36		
187-3MB	45,9		3,14		
187-4MB	44,9	300°C	4,61	4,59	0,02
187-5MB	44,2		4,57		
187-6MB	44,8		-		
187-7MB	44,9	600°C	3,40	3,70	0,28
187-8MB	45,0		3,74		
187-9MB	44,2		3,95

Figura 144–Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 187 13, metal de base.

A tabela 27 e a figura 145 abaixo, mostram os resultados de energia absorvida dividida pela área útil do corpo de prova, para região da ZTA no lote 187 13.

Tabela 27 – Resultado do ensaio de impacto para a ZTA Corpos de prova lote 187-13.

CP	Área Útil	Temp.	Energia pela Área (J/mm ²)	Média da Energia (J/mm ²)	Desvio Padrão
187-1ZTA	43,2684	Ar	3,50	3,29	0,19
187-2ZTA	42,6721		3,22		
187-3ZTA	44,415		3,15		
187-4ZTA	40,2866	300°C	2,99	3,98	0,92
187-5ZTA	43,2912		4,79		
187-6ZTA	42,4293		4,17		
187-7ZTA	42,3594	600°C	3,88	3,59	0,40
187-8ZTA	-		-		
187-9ZTA	43,428		3,31

Figura 145- Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 187 13, ZTA.

A tabela 28 e a figura 146 abaixo, mostram os resultados de energia absorvida dividida pela área útil do corpo de prova, para região da solda no lote 187 13.

Tabela 28– Resultado do ensaio de impacto para a Solda Corpos de prova lote 187-13.

CP	Área Útil	Temp.	Energia pela Área (J/mm ²)	Média da Energia (J/mm ²)	Desvio Padrão
187-1S	41,82	Ar	-	0,33	0,07
187-2S	41,8304		0,28		
187-3S	43,4444		0,37		
187-4S	41,0766	300°C	0,97	1,06	0,20
187-5S	41,9958		1,28		
187-6S	41,846		0,92		
187-7S	41,3974	600°C	-	1,19	0,04
187-8S	43,7784		1,22		
187-8S	44,3027		1,16

Figura 146- Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 187 13, solda

A tabela 29 e a figura 147 abaixo, mostram os resultados de energia absorvida dividida pela área útil do corpo de prova, para região do metal de base no lote 188 13.

Tabela 29– Resultado do ensaio de impacto para o material de base Corpos de prova lote 188-13.

CP	Área Útil	Temp.	Energia Padronizada pela Área (J/mm ²)	Média da Energia (J/mm ²)	Desvio Padrão
188-1MB	45,057	Ar	2,85	3,06	0,27
188-2MB	42,656		2,96		
188-3MB	45,58086		3,36		
188-4MB	40,5768	300°C	4,39	4,38	0,27
188-5MB	44,712		4,64		
188-6MB	43,1926		4,11		
188-7MB	44,4048	600°C	4,16	3,83	0,32
188-8MB	44,0568		3,80		
188-9MB	44,9757		3,52

Figura 147- Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 188 13, metal de base

A tabela 30 e a figura 148 abaixo, mostram os resultados de energia absorvida dividida pela área útil do corpo de prova, para região da ZTA no lote 188 13.

Tabela 30– Resultado do ensaio de impacto para a ZTA Corpos de prova lote 188-13.

CP	Área Útil	Temp.	Energia Padronizada pela Área (J/mm ²)	Média da Energia (J/mm ²)	Desvio Padrão
188-1ZTA	42,1685	Ar	2,13	1,91	1,28
188-2ZTA	39,368		3,06		
188-3ZTA	38,665		0,53		
188-4ZTA	41,3909	300°C	2,15	2,61	1,00
188-5ZTA	41,193		3,75		
188-6ZTA	40,8972		1,92		
188-7ZTA	40,7965	600°C	1,45	2,72	1,13
188-8ZTA	41,88		3,60		
188-9ZTA	39,9728		3,11

Figura 148- Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 188 13,ZTA

A tabela 31 e a figura 149 abaixo, mostram os resultados de energia absorvida dividida pela área útil do corpo de prova, para região da solda no lote 188 13.

Tabela 31– Resultado do ensaio de impacto para o metal de solda Corpos de prova lote 188-13.

CP	Área Útil	Temp.	Energia Padronizada pela Área (J/mm ²)	Média da Energia (J/mm ²)	Desvio Padrão
188-1S	40,9028	Ar	0,16	0,37	0,30
188-2S	41,5473		-		
188-3S	40,1673		0,58		
188-4S	42,3206	300°C	0,95	1,19	0,27
188-5S	41,1012		1,15		
188-6S	42,1497		1,47		
188-7S	40,1132	600°C	1,00	1,29	0,31
188-8S	40,4096		1,25		
188-9S	41,8296		1,61

Figura 149– Energia líquida absorvida, corpos de prova lote 188 13,solda

Comparando os lotes 187-13 e 188-13, nas regiões do Metal de base, ZTA e solda , independentemente da temperatura ensaiada tem diferença nos resultados de energia líquida absorvida menor que 1 J, como esperado o metal de base tem a energia absorvida maior que a ZTA e o metal de soldagem, pois devido ao ciclo térmico da soldagem estas regiões sofrem um afinamento dos grãos de martensita o que naturalmente reduz a ductilidade.

Observa-se que nos ensaios da região ZTA a 300 °C nos 2 lotes testados o valor médio de energia líquida absorvida é superior que nos ensaios a 600°C e temperatura ambiente, observando a curva TTT deste material é possível concluir que isto se dá por que na temperatura de 300°C este material inicia formação de carbonetos e a 600 °C estas transformações já estão estabilizadas e é possível que apresente uma estrutura mais homogênea.

4.4.2 FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO DINÂMICO (K_{1d})

Através das cargas utilizadas em cada ensaio de impacto Chapy foi possível correlacionar os valores do fator de intensidade de tensão dinâmico (K_{1d}). As cargas dos ensaios em temperatura ambiente não foram plotadas devido a um problema momentâneo no software do equipamento, durante a execução dos ensaios por isto o K_{1d} para estes corpos de prova não foi calculado.

As tabelas 32, 33 e 34 e a figura 150 abaixo mostram os resultados de K_{1d} para corpos de prova do lote 187 13.

Tabela 32- K_{1d} lote 187 Metal de Base

Temp.	CP	Pmax (kN)	$K_{1d} (MPa(m)^{0,5})$	Media K_{1d}	Desvio Padrão K_{1d}
Ar	187-1MB				
	187-2MB				
	187-3MB				
300°C	187-4MB	11,6	157,86	176	25
	187-5MB	-	-		
	187-6MB	14,14	193,58		
600°C	187-7MB	7,375	100,9	109	10
	187-8MB	7,91	107,1		
	187-9MB	8,55	119,63		

Tabela 33 – K_{1d} lote 187 ZTA

Temp.	CP	Pmax(kN)	$K_{1d} (MPa(m)^{0,5})$	Media K_{1d}	Desvio Padrão K_{1d}
Ar	187-1ZTA				
	187-2ZTA				
	187-3ZTA				
300°C	187-4ZTA	9,503	155,03	168	11
	187-5ZTA	11,912	173,1		
	187-6ZTA	11,61	175,01		
600°C	187-7ZTA	8,22	124,05	125	2
	187-8ZTA	-	-		
	187-9ZTA	8,71	126,86		

Tabela 34 – K_{1d} lote 187 solda

Temp.	CP	Pmax(kN)	K _{1d} (MPa(m) ^{0,5})	Media K _{1d}	Desvio Padrão K _{1d}
Ar	187-1S				
	187-2S				
	187-3S				
300°C	187-4S	10,66	164,2	195	27
	187-5S	14,11	214,47		
	187-6S	13,586	206,49		
600°C	187-7S	-	-	113	15
	187-8S	7,21	102,55		
	187-8S	8,954	123,98

Figura 150 – Gráfico comparativo de Valores de K_{1d} por região e temperatura de ensaio para lote 187-13

As tabelas 35, 36 e 37 e a figura 151 abaixo mostram os resultados de K_{1d} para corpos de prova do lote 188 13.

Tabela 35 – K1d lote 188 Metal de Base

Temp.	CP	Pmax(kN)	K1d (MPa(m) ^{0,5})	Media K1d	Desvio Padrão K1d
Ar	188-1MB				
	188-2MB				
	188-3MB				
300°C	188-4MB	9,67	155,9	151	10
	188-5MB	11,61	158,9		
	188-6MB	9,78	139,5		
600°C	188-7MB	8,69	120,57	113	10
	188-8MB	8,217	115,42		
	188-9MB	7,505	101,63		

Tabela 36 – K1d lote 188 solda

Temp.	CP	Pmax(kN)	K1d (MPa(m) ^{0,5})	Media K1d	Desvio Padrão K1d
Ar	188-1S				
	188-2S				
	188-3S				
300°C	188-4S	11,6	196,51	188	12
	188-5S	10,95	173,66		
	188-6S	12,714	193,1		
600°C	188-7S	13,64	223,48	178	65
	188-8S	7,606	124,35		
	188-9S	8,578	131,66		

Tabela 37- K1d lote 188 ZTA

Temp.	CP	Pmax(kN)	K1d (MPa(m) ^{0,5})	Media K1d	Desvio Padrão K1d
Ar	188-1ZTA				
	188-2ZTA				
	188-3ZTA				
300°C	188-4ZTA	9,42	146,22	167	18
	188-5ZTA	11,29	176,92		
	188-6ZTA	11,175	177,38		
600°C	188-7ZTA	7,635	121,95	127	8
	188-8ZTA	8,674	132,95		
	188-9ZTA	-	-

Figura 151– Gráfico comparativo de Valores de K1d por região e temperatura de ensaio para lote 188-13

A comparação dos resultados apresentados para os dois lotes ensaiados mostra a mesma tendência de queda no fator de intensidade de tensão com o aumento da temperatura de ensaio independentemente da região. A maior diferença observada entre os lotes de lote 187-13 e 188-13 $19 \text{ MPa}^{0,5}$ e demonstra que não houve variações significativas de valor comparando na mesma temperatura as três regiões ensaiadas (Metal de base, ZTA e Solda).

Os resultados apresentados para o lote 188-13 e do lote 187-17, preservaram a mesma proporcionalidade, ou seja, em ambos os lotes os valores apresentados são maiores para os ensaios realizados na região da solda, quando comparados aos resultados na ZTA que por sua vez são maiores que os apresentados no metal de base, em ambos os lotes os valores decrescem em similar intensidade com o aumento da temperatura de ensaio independentemente da região ensaiada, resultados que corroboram a tendência de redução do fator de intensidade de potência (K_{1d}) com o aumento da temperatura, estes resultados são diretamente proporcionais e seguem a mesma tendência encontrada nos resultados de impacto Charpy e CTOD, mostrando que tais propriedades são correlacionadas e os resultados corroboram entre si.

4.4.3 ENSAIO DE CTOD

Abaixo a figura 152 mostra a curvas usada para a calibração dos valores de ensaio, realizadas em temperatura ambiente, 80°C e 130 °C, as curvas foram elaboradas para deslocamento sobre o COD. E o fator entre a razão destas duas grandezas (que determina a inclinação das retas do gráfico) foi utilizado para multiplicar os resultados de CTOD encontrados nos ensaios a 300°C e 600 °C.

Figura 152- CTOD por Deslocamento, calibração ambiente, 80°C e 130 °C

Como descrito no tópico procedimentos experimentais, os cálculos de CTOD foram realizados segundo a Norma ASTM E 1290, nas edições 1999, 2002 e 2008. Abaixo as figuras 153 a 158 mostram a plotagem dos gráficos carga sobre COD obtidos nos ensaios.

Figura 153 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para metal de base com tratamento térmico 187.

Figura 154 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para o material base com tratamento térmico 188.

Figura 155 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para o material solda com tratamento térmico 187.

Figura 156 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para solda com tratamento térmico 188.

Figura 157 – Gráfico comparativo entre as temperaturas para a ZTA com tratamento térmico 187.

Figura 158- Gráfico comparativo entre as temperaturas para a ZTA com tratamento térmico 188.

A figura 159 abaixo mostra os resultados de CTOD para o lote 187-13 calculados conforme norma ASTM E 1280 Edição 1999.

Figura 159--Resultados de CTOD, lote 187-13 conforme ASTM E1280 Edição 1999

Nas três regiões ensaiadas no lote 187-13 a solda demonstrou ter menor valor de CTOD independentemente da temperatura do ensaio. A figura 160 abaixo mostra os resultados de CTOD para o lote 187-13 calculados conforme norma ASTM E 1280 Edição 2002.

Figura 160--Resultados de CTOD, lote 187-13 conforme ASTM E1280 Edição 2002

A partir da edição 2002 da ASTM a 1280, a área plástica passa a fazer calculo de CTOD, torna-se evidente a tendência de queda no valor do CTOD com o aumento da temperatura. A figura 161 abaixo mostra os resultados de CTOD para o lote 187-13 calculados conforme norma ASTM E 1280 Edição 2008.

Figura 161 Resultados de CTOD, lote 187-13 conforme ASTM E1280 Edição 2008

Os resultados apresentados nos cálculos com a edição 2002 e 2008 são similares, não foi encontrado diferença nos valores calculados até a terceira casa decimal após a virgula. A figura 162 abaixo mostra os resultados de CTOD para o lote 188-13 calculados conforme norma ASTM E 1280 Edição 1999.

Figura 162- Resultados de CTOD, lote 188-13 conforme ASTM E1280 Edição 1999

Figura 163- Resultados de CTOD, lote 188-13 conforme ASTM E1280 Edição 2002

Figura 164- Resultados de CTOD, lote 188-13 conforme ASTM E1280 Edição 2002

Os resultados apresentados nos ensaios de CTOD confirmam a expectativa de que o metal de base, independentemente do lote ensaiado, tem os valores de CTOD em média maior que na solda, estes resultados corroboram com os encontrados nos ensaios de dureza, tração e impacto charpy além de reforçarem a tese de que o afinamento dos grãos devido ciclo térmico pelo qual a ZTA e solda passam aumentam a resistência à tração, a dureza e reduz o alongamento, ductilidade e valores de CTOD.

Comparando os resultados de lotes diferentes por região, conclui-se que os valores de CTOD entre os dois lotes são similares e em nenhum caso a diferença é maior que 0,35 mm, o que se considera muito próximo. As diferenças entre os valores de CTOD apresentados demonstram que os parâmetros adotados no procedimento de alívio de tensões pós-soldagem não implicou em nenhuma alteração importante no comportamento mecânico deste material, sobre tudo na ductilidade que foi alvo de avaliação mais criteriosa nesta pesquisa.

Outro fenômeno observado foi o aparecimento de POP IN nas curvas de CTOD nos dois lotes ensaiados, no lote 187-13 ocorreu o fenômeno no ensaio na temperatura ambiente região da solda, conforme Figura 154, no lote 188-13 o fenômeno ocorreu nos ensaios na temperatura ambiente nas regiões ZTA e solda, conforme Figura 155 e Figura 156. Artigos científicos publicados que tratam do assunto atribuem o aparecimento deste fenômeno à passagem da trinca por pequenas regiões de fratura frágil durante o ensaio ⁶⁰, o que é comprovado pelo fato de os POP IN terem aparecido somente nas regiões ZTA e solda e na temperatura ambiente, que foram, não por coincidência, as regiões onde o MEV capturou regiões de fratura frágil.

CAPITULO 5

CONCLUSÕES

5.1 CARACTERIZAÇÃO

- ✓ A composição química encontrada na análise das amostras dos lotes 187-13 e 188-13 estão de acordo com as faixas exigidas na Norma ASTM A 335 P91²⁴ não apresentaram diferenças entre si maiores do que as permitidas na norma do material.
- ✓ O resultado da varredura de microdureza comparando os resultados apresentados entre os dois lotes apresentou uma tendência de aumento nos valores de dureza nas regiões de ZTA e soldagem, estes resultados corroboram com os encontrados nos ensaios de tração demonstram que os ensaios apresentam resultados confiáveis, comparando as durezas entre os dois lotes conclui-se que o lote 188-13 demonstra pequena tendência de aumento na dureza, mas dentro de valores aceitáveis para esta classificação de material, indicando que os dois parâmetros de alívio de tensões que diferencia os lotes têm resultados aceitáveis.
- ✓ Na micrografia óptica, ambos os lotes (187-13 e 188-13) apresentaram estrutura predominantemente martensítica e sem nenhuma indicação de regiões críticas de inclusão ou segregações, isto reforça a justificativa o fato de todos os resultados apresentados em outros ensaios terem valores com baixo desvio padrão e valores esperados para este tipo de material nas temperaturas e regiões ensaiadas.
- ✓ As imagens do MEV demonstraram que não há diferenças nas fraturas das regiões de metal de base, ZTA e soldagem dos dois lotes comparados, as únicas imagens que evidenciaram regiões de fratura frágil foram na ZTA e soldagem dos dois lotes na temperatura ambiente, nos ensaios de CTOD estas mesmas regiões apresentaram o fenômeno de POP IN durante o ensaio, mas os resultados foram satisfatórios.

5.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

- ✓ Comparando os resultados do ensaio de tração entre metal de base e solda no lote 187-13 e no lote 188-13 nota-se que como esperado há um aumento da resistência a tração e redução no percentual de alongamento na região de solda, resultado corroborado com os resultados apresentados nops ensaios de dureza, impacto charpy e CTOD, comparando os resultados dos lotes entre si nota-se em ambos os lotes ensaiados os resultados apresentados são similares e satisfatórias com as exigências da norma do material.

5.3 ENSAIO DE IMPACTO

- ✓ Os resultados obtidos nos ensaios de impacto quando comparamos os lotes entre si nas mesmas temperaturas de ensaio e região, apresentaram valores de energia absorvida líquida (J/mm^2) similares e dentro do requisito especificado para o material ensaiado, portanto ambos os lotes apresentam resultados aprovados para a aplicação. resultados de menor energia absorvida nas regiões ZAT e solda em relação ao metal de base estão de acordo com a tendência demonstrada nos ensaios de tração, onde estas regiões apresentaram aumento na resistência a tração e redução no percentual de alongamento.

5.2 FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO DINÂMICO (K1d)

- ✓ As cargas plotadas nos ensaios de impacto, foram usadas para calcular o fator de intensidade de tensão dinâmico (K1d). Os resultados comprovam que ambos os lotes apresentam resultados similares quando comparamos as mesmas regiões e temperatura ensaiada seguindo a tendencia de valores apresentados são maiores para os ensaios realizados na região da solda quando comparados com os resultados encontrados na ZTA que por sua vez são maiores que os apresentados no metal de base, em ambos os lotes os valores decrescem em similar intensidade com o aumento da temperatura de ensaio independentemente da região ensaiada, resultados que corroboram a tendência de redução do fator de intensidade de potencia (K1d)

com o aumento da temperatura, estes resultados são diretamente proporcionais e seguem a mesma tendência encontrada nos resultados de impacto Charpy e CTOD, mostrando que tais propriedades são correlacionadas e diretamente proporcionais.

5.3 CTOD- CRACK TIP OPEN DISPLACEMENT

- ✓ Os resultados apresentados nos ensaios de CTOD nos dois lotes confirmaram a tendência esperada, que demonstra que nas três regiões ensaiadas há um aumento da medida do CTOD conforme aumenta a temperatura de ensaio, isto se dá independente da região ensaiada (metal de base, ZTA e solda), também foi confirmada a expectativa de que o metal de base independentemente do lote ensaiado tem os valores de CTOD em média maior no metal de base que na solda e metal de base, estes resultados corroboram com os encontrados nos ensaios de dureza, tração e impacto charpy e reforçam a tese de que o afinamento dos grãos devido ciclo térmico que a ZTA e solda passam aumentam a resistência a tração e a dureza e reduz o alongamento, ductilidade e valores de CTOD

5.4 CONCLUSÃO

A motivação para realização desta pesquisa foi avaliar a influencia no comportamento mecânico do aço ASTM A 335 P1 (9Cr1Mo) unido por soldagem, ao passar por diferentes parâmetros de tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem, O lote 187 13 simula o procedimento comumente adotado nas Industrias onde são fabricados os equipamentos onde após a soldagem normalmente o equipamento volta a temperatura ambiente e só então inicia-se o tratamento de alívio de tensões pós soldagem, e o lote 188 13 simula o procedimento comumente adotado pelas empresas que realizam a montagem e instalação destes equipamentos no campo, estas empresa normalmente aproveitam o fato de a junta a ser soldada já estar entre 250 e 350 °C e iniciam o tratamento térmico de alívio de tensões pós soldagem, consequentemente o tempo total entre o tratamento é menor, reduzindo também o custo final da soldagem. Face aos resultados apresentados, foi possível verificar que de fato independente de qual dos dois procedimentos adotados diferenças significativas entre os resultados finais e adotar qualquer um dos dois procedimentos testados mostrou-se viável e as diferenças de resultados dos ensaios de tração, dureza, ensaio de impacto chapy e CTOD, realizados nas regiões de metal de base, soldagem e ZTA, nas temperaturas ambiente, 300 °C e 600 °C, não evidenciaram diferenças significativas a ponto de inviabilizar a utilização deste material, independentemente de qual dos dois procedimentos for adotado.

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para próximos trabalhos seria de grande valia estudar a resistência à fluência e alterações de tensão superficial do material, ZTA e solda deste mesmo tubo a de ASTM A 335 P91 soldado e nas condições de alívio de tensão similares as ensaiadas neste trabalho. Outra possibilidade é avaliar o comportamento mecânico dos tubos de ASTM A 335 P91 após soldado com outros processos que são mais produtivos, porém impõem à região soldada maior energia de soldagem que os processos usados neste trabalho, por exemplo, como Arco submerso e arame tubular. O desenvolvimento recente de algumas ligas de metal a base de W (Tungstênio) para aplicações similares aos dos aços 9Cr1Mo têm demonstrado ser comercialmente vantajosas, um estudo aprofundado sobre o comportamento mecânico destas ligas em situações similares as apresentadas neste trabalho também podem contribuir para a decisão dos responsáveis por projetos em vasos de pressão, sobre a substituição dos materiais usados atualmente para trabalho em alta temperatura.

REFERÊNCIAS

- [1] INSTITUTO AÇO BRASIL. <http://www.acobrasil.org.br/site/portugues/aco/introducao.asp>>. Acesso em: 23 jul.
- [2] MENDES, M.C. **Efeito da redução do teor de C sobre a resistência à fluência de juntas soldadas de um aço do tipo CrMo W(V)**. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2012.
- [3] MAYER, K.-H.; MASUYAMA, F. The Development of creep-resistant steels. In: ABE, F.; KEM, T.U.: VISWANATHAN, R. **Creep-resistant steels**. Cambridge: Woodhead and Maney, 2008. Chap.2
- [4] LISBOA, M.B. **Nova geração de aços ferríticos Fe-Cr-W(V)** - análise da evolução microestrutural e comportamento mecânico sob fluência. 2007. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.
- [5] MAILE, K. Evaluation of microstructural parameters in 9–12% Cr-steels. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.84, n.1/2, p.62-68, Jan./Feb. 2007.
- [6] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 1290**: Standard test method for crack-tip opening displacement (CTOD) fractures toughness measurement. Philadelphia, 2008.
- [7] FERRANTE, M. **Seleção de materiais**. 2.ed. São Carlos: EdUFSCar, 2002.
- [8] STROHAECKER, T.R. **Mecânica da fratura**. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul; Escola de engenharia; LAMEF, 2002.
- [9] SHIBLI, A.; STARR, F. Some aspects of plant and research experience in the use of new high strength martensitic steel P91. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.84, n.1/2, p.114-122, Jan./Feb. 2007.
- [10] USE of 9Cr-1Mo-V (Grade 91) steel in the oil refining industry. Washington: API, 2008. API Technical Report 938-B.

- [11] VAILLANT, J.C. et al. T/P23, 24, 911 and 92: new grades for advanced coal-fired power plants - properties and experience. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.85, n.1/2, p.38-46, Jan./Feb. 2008.
- [12] DAVIS, J.R.ASM specialty handbook heat-resistant material. Material Park: ASM International, 1997.
- [13] PARAMESWARAN, P. et al. Decomposition modes of austenite in CrMo ferritic steels. **Journal of Nuclear Materials**, v.232, n.2/3, p.226-232, Sept. 1996.
- [14] MASUYAMA, F.History of power plants and progress in heat resistant steels. **The Iron and Steel Institute of Japan**, v.41, n.6, p.612-625,2001.
- [15] FUJITA, T.Advances in 9-12% Cr heat resistant steels for power plants.In: NEW steels for advanced power plants II: phase 2: development of advanced 9-12 Cr steels for thick section boiler applications. Palo Alto: EPRI, 2001.
- [16] YIN, F-S.; JUNG, W-S.; CHUNG, S-H.Microstructure and creep rupture characteristics of an ultra-low carbon ferritic/martensitic heat-resistant steel. **Scripta Materialia**, v.57, n.6, p.469-472, Sept. 2007.
- [17] ABE, F.Bainitic and martensitic creep-resistant steels.**Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v.8, n.3/4, p.305-311, June/Aug. 2004.
- [18] SHEN, Y.Z. et al. Precipitate phases of a ferritic/martensitic 9% Cr steel for nuclear power reactors. **Nuclear Engineering and Design**, v.239, n.4, p.648-654, Apr. 2009.
- [19] ANDRÉN, H-O.; CAI, G.; SVENSSON, L-E.Microstructure of heat resistant chromium steel weld metals. **Applied Surface Science**, v.87-88, p.200-206, 1995.

- [20] SOARES, P.A. et al. Determinação da tenacidade à fratura de juntas soldadas constituídas de aços inoxidáveis ferríticos utilizados na indústria do petróleo. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE P & D EM PRETRÓLEO E GÁS, 6., 2011, Florianópolis. **Anais...** Natal: ABPG, 2011.
- [21] ASME II PART C EDIÇÃO 2010 SFA 5.28 – Classificação AWS E 90S-B9 – Tabela 2 e Tabela 3.
- [22] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM-E399-83: Plane strain fracture toughness of metallic materials. In: ANNUAL Book of ASTM Standards. Philadelphia, 1983. Secção 3, p.592-628.
- [23] TELLES, P.C.S. **Vasos de pressão**. 20.ed. Rio de Janeiro: LTC, 1996.
- [24] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 335/A 335M – 06**: Standard specification for seamless ferritic alloy-steel pipe for high-temperature service. Philadelphia, 2006.
- [25] PILLING, J.; RIDLWY, N.; GOOCH, D.J. The Effect of titanium on creep strength in 2,25%Cr-1Mo steels. **Metallurgical Transactions A**, v.14A, n.7, p.1443-1449, July 1983.
- [26] FERREIRA, D.C.F. **Efeitos de diferentes tratamentos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço 9CrMo WVNb**. Rio de Janeiro: Escola Politécnica/UFRJ, 2010. Projeto de graduação.
- [27] ASME II PART C EDIÇÃO 2010 SFA 5.5 – Classificação AWS E 9015-B9 – Tabela 2 e Tabela 3.
- [28] ASME VIII divisão 1 -EDIÇÃO 2010 –Parágrafo UCS 56.
- [29] KROUPA, A. et al. Carbide reactions and phase equilibria in low alloy Cr-Mo-V steels tempered at 773-993 K. Part II: theoretical calculations. **Acta Materialia**, v.46, n.1, p.39-49, Dec. 1998.
- [30] FURTADO, H.C.; DE ALMEIDA, L.H.; LE MAY, I. Precipitation in 9Cr-1Mo steel after creep deformation. **Materials Characterization**, v.58, n.1, p.72-77, Jan. 2007.

- [31] BAKER, R.G.; NUTTING, J.The tempering of 2¼-1Mo steel after quenching and normalizing. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v.202, p.257-268, 1959.
- [32] ANDREWS, K.W.; HUGHES, H.Hexagonal carbide and nitride phases and their occurrence in some alloy steels. **Journal of The Iron and Steel Institute**, v.202, p.304-311, 1959.
- [33] TANAKA, Y.Production of creep-resistant steels for turbines. In: ABE, F.; KEM, T.U.: VISWANATHAN, R. **Creep-resistant steels**.Cambridge: Woodhead and Maney, 2008. Chap.5
- [34] HPB SIMISA. Sertãozinho. Disponível em<<http://www.hpbsimisa.com.br/galeriasgrupo-bertin/>>. Acesso em: 17 jul. 2013.
- [35] CALDEIRA de leite fluidizado borbulhante. Disponível em:<<http://www.hpb.com.br/produtos/detalhes/bfb-leito-fluidizaso-borbulhante/>>. Acesso em: 17 jul. 2013.
- [36] O AÇO: história. Rio de Janeiro: Instituto Aço Brasil. Disponível em:<<http://www.acobrasil.org.br/site/portugues/aco/introducao.asp>>.Acesso em: 23 jul. 2013.
- [37] DOWLING, E.N. **Mechanical behavior the material**. 3thed. New York: Pearson Prentice Hall, 2007.
- [38] ANDERSON,T.L.**Fracture mechanics**: fundamentals and applications. 2nded. New York: CRC, 1995.
- [39] CALLISTERJR., W.D.**Ciência e engenharia de materiais**.5.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.
- [40] BROWN, B.A.A New stress-corrosion cracking test for high-strength alloys.**Materials Research and Standards**, v.6, n.3, p.129-135, 1966.

- [41] PARKINS, R.N. **Development of strain-rate testing and its implications**. Philadelphia: ASTM, 1979. p.5-25. (ASTM-STP-665).
- [42] BROWN, B.F.; BEACHEN, C.D. A Study of the stress factor in corrosion cracking by use of the pre-cracked cantilever beam specimen. **Corrosion Science**, v.5, n.11, p.745-750, 1965.
- [43] BASTIAN, F.L. **Mecânica da fratura**. Rio de Janeiro: UFRJ. Apostila.
- [44] REVISTA SOLUÇÃO. Contagem: ESAB, abr. 2005.
- [45] O' BRIEN, R.L. **Jefferson's welding encyclopedia**. 18thed. Miami: American Welding Society, 1997.
- [46] CARY, H.B. **Modern welding technology**. 4thed. New York: Prentice Hall, 1998.
- [47] KOU, S. **Welding metallurgy**. 2^{dn}ed. New York: John Wiley, 2003.
- [48] MENDEZ, P.F.; EAGAR, T.W. Welding Processes for aeronautics. **Advanced Materials and Processes**, p.39-43, May 2001.
- [49] WELDING handbook. 14thed. Miami: American Welding Society, 2006. v.2.
- [50] ASME IX -Edição 2010 –Figura QW 463.1(d).
- [51] ASME Seção IX Edição 2010-figura QW 462-1(d).
- [52] ASTM E8/E8M- Edição 09.
- [53] NORMA PETROBRÁS N133 Revisão K item 4.3.6, 2012.
- [54] ASTM E 23-2002a.

[55] ASTM E 1290 – EDIÇÃO 2002.

[56] ASTM A 122- EDIÇÃO 2002.

[57] ASTM E 1820 – EDIÇÃO 2001.

[58] THE WELDING INSTITUTE. <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/ctod-testing-076/> Acesso em: 20 Setembro.

[59] ASTM E 1820 – EDIÇÃO 2013.

[60] EVALUATION OF QUASISTATIC FRACTURE TOUGHNESS OF A MODIFIED 9Cr-1Mo (p91) steel - G. Sasikala , S.K. Ray – 2008.

[61] TOTTI, F.A. ; TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO DE ALTA RESISTÊNCIA AMS 7475 T7351.

[62] ANGAMUTHU, K.;GUHA, B.; Abd ACHAR, D. R. G. Investigation of dynamic fracture toughness (J_{Id}) behavior of strength mis-matched Q & T steel weldments using instrumented Charpy impact testing. Engineering Fracture Mechanics. vol. 64, p. 417-432, 1999.

[63] KOBAYASHI, T. Analysis of impact properties of A533 steel for nuclear reactor pressure vessel by instrumented charpy test. Engineering Fracture Mechanics, vol.19, n. 1, p. 49-65,1984.

ANEXOS

Certificado de Qualidade do tubo

INSPECTION CERTIFICATE

SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.
SAKAYAMA STEEL WORKS
1450, MINATO, SAKAYAMA, JAPAN

CERTIFICATE NO.: NYK2169-01 PAGE: 1 DATE: 2007-09-17

CUSTOMER :
ORDER NO. : 23453
SHIPPER : TOYOTA TSUSHO CORPORATION 873 ST2 PZ1033 TP137003783
COMMODITY : SEAMLESS STEEL PIPES

STANDARD : ASTM A335-05A / ASME 2004 (2005) SA-335 GR. P91 HR
SPECIFICATION :

MILL WORK NO. : NYK2169 Q.R. : NPS12 R.T. : SCH10 LENGTH: MIN. 34' MAX. 38' QUANTITY: 2 pcs.
TOTAL LENGTH: 77.6' MASS: 4119kg

HEAT NO. / PRODUCTS PCS. : PT16014 / 18
HEAT NO. / PRODUCTS PCS. : PT16015 / 3

HEAT TREATMENT: NORMALIZED & TEMPERED (1940°F X 5min. A.C. & 1430°F X 30min. A.C.)

RASTREABILIDADE
TRACEABILITY
NI-0956-12

CHEMICAL COMPOSITION (%)

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	Al	
	#1				#2	#2					#2	
SPEC. MIN.	L	0.25	0.30	0.30	0.010	0.005	0.25	0.05	0.01	0.01	0.05	
MAX.	L	0.30	0.35	0.35	0.015	0.010	0.30	0.10	0.02	0.02	0.10	
HEAT NO.												
PT16014	L	0.27	0.30	0.30	0.010	0.005	0.25	0.05	0.01	0.01	0.05	
PT16015	L	0.28	0.30	0.30	0.010	0.005	0.25	0.05	0.01	0.01	0.05	

#1: L: ANALYSIS
#2: X1000
OTHER: X100

TENSILE TEST HARDNESS TEST

		#1	#2	YS	TS	EL	HB	
		L	R	P	P	S	#4	
SPEC. MIN.	L	8	8	60.0	85.0	20	C	
MAX.	L	8	8	-	-	-	C 260	
HEAT NO.								
PT16014	L	8	8	71.4	88.4	50	C 204	
	L	8	8	70.6	85.9	50	C 202	
PT16015	L	8	8	67.6	84.4	50	C 202	
	L	8	8	68.9	84.6	51	C 202	

CONTROLE DA QUALIDADE
VERIFICADO, CHECKADO E ESTÁ
DE ACORDO COM AS NORMAS
ASTM A335-09
08/09/10
VICTOR M. LOPES
Inspector - C.Q.
DEDINI

FLATTENING TEST: ACCEPTABLE
VISUAL & DIMENSIONS: ACCEPTABLE
HYDROSTATIC TEST 2800psi: NOT HYDROSTATICALLY TESTED
ULTRASONIC EXAMINATION IN LIEU OF HYDROSTATIC TEST (ASME SA-335/SE-213 U-SHAPED NOTCH): ACCEPTABLE
EN12284 S. 1

NO WELD REPAIR
MERCURY FREE

WE HEREBY CERTIFY THAT THE MATERIAL HEREIN DESCRIBED HAS BEEN MANUFACTURED, SAMPLED, TESTED, AND INSPECTED IN ACCORDANCE WITH ABOVE STANDARD AND SPECIFICATION AND SATISFIES THE REQUIREMENTS.

CONTROLE DA QUALIDADE QUALITY CONTROL	
O material foi verificado e checkado, estando de conformidade com (as) norma(s).	
The material was verified and found to comply with the specification.	
ASTM A335 GR. P91	
Ed. 2010 Ad.	
REVISOR:	07/13/12
REVISOR:	07/13/12

Y. Komito
MANAGER, QUALITY ASSURANCE SECTION

Certificado de Qualidade – Consumível de soldagem

Böhler Welding
GROUP
A voestalpine company

CERTIFICADO DA QUALIDADE
WERKSZEUGNIS / WORKS CERTIFICATE
Certificado emitido por processamento de dados conforme EN 10.204-2.2

Certificado
Werkszeugnis
Certificate **00484647**

Pedido No
Auftrag Nr
Order No.

Corrida
Charge
Heat No. **1123719**

Empresa
Firma
Firm **HPB-SIMISA SISTEMAS DE ENERGIA LTDA**

Material
Werkstoff
Material **THERMANIT CHROMO 9 V2.5**

Material
Werkstoff
Material **ASME 5.5/5.5M:2010 - A2011 E9015-B9**
AWS A5.5/5.5M:2007 E9015-B9

Fatura / NF
Rechnungs - Nr
Invoice No. **00060197**

Qtdde **6,600**

Análise Química %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu
0,120	0,190	0,660	0,009	0,005	0,540	1,060	0,520	0,200	0,020

Al	Nb	NITROGENIO	-	-	-	-	-	-	-
0,001	0,003	0,035	-	-	-	-	-	-	-

Ensaio Mecânicos

Limite Elástico Streckgrenze Yield Strength	Resistência à Tração Zugfestigkeit Tensile Strength	Alongamento Dehnung Elongation
530 MPA	620 MPA	17 %

Resistência ao Impacto Kerbschlagarbeit Impact	Dureza Härte Hardness

São Paulo, 1 de abril de 2013

Inspecionado Janeiro / 2011

Radiografia, Fletos e Tratamento térmico: Atende aos requisitos da norma.

NITROGENIO: 0,035%

RASTREABILIDADE
TRACEABILITY
NI **1582/13**

CONTROLE DA QUALIDADE
QUALITY CONTROL
O material foi verificado e checado, estando em conformidade com a(s) Norma(s).
The material was verified and found in compliance with the specification.
ASME 9140 C PASS
A **2010** M -
NCR/NCR: **03 109 153**
Data/Date

CQ-063 / REV.04-09/2007

Böhler Técnica de Soldagem Ltda.

Consulta Técnica: 0800-119002

Sistema de garantia da qualidade certificado para ISO 9001 - 2000 pelo BRTUV

Böhler Técnica de Soldagem Ltda.
Rua Almeida Prado, 311
CEP 04631-098 - São Paulo - SP
Tel.: + 55 (0) (11) 3044-4197 - Fax: (11) 3071-4002
E-mail: info@btwbr.com.br
Site: www.btwbr.com.br

São Paulo
+ 55 (11) 3044-4197
Rio de Janeiro
+ 55 (21) 2270-3034
Belo Horizonte
+ 55 (31) 3413-4090
Porto Alegre
+ 55 (51) 3331-4545
Curitiba
+ 55 (41) 3045-2077

Recife
+ 55 (71) 3486-2647
Salvador
+ 55 (71) 3486-2647
São Paulo
+ 55 (11) 3486-2647
Belo Horizonte
+ 55 (31) 3413-4090
Porto Alegre
+ 55 (51) 3331-4545
Curitiba
+ 55 (41) 3045-2077

FULFILLING HIGH DEMANDS

Star ISO 9001 ISO 14001 ISO 45001 ISO 50001

Gráficos de ensaio de Tração

Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de solda N° 188-4S. Ensaio a 300 °C

Comportamento Tensão x deformação do corpo de Metal de Base N° 188-7, Ensaio a 600 °C

Comportamento Tensão x deformação de corpo de prova de solda n°188-7S. Ensaio realizado a 600 °C

Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de metal de Base n° 188-1, ensaio à temperatura ambiente.

Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de solda n° 187-4S. Ensaio a 300 °C

Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de solda de n° 187-1 Solda, ensaio à temperatura ambiente.

Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de metal de Base n° 187-1, ensaio à temperatura ambiente.

Comportamento Tensão x deformação do corpo de prova de metal de Base n° 187-4, ensaio à 300°C.

INSTRUÇÃO DE TRAT. TÉRMICO (HEAT TREATMENT INSTRUCTION)

 ITY. N.º: 055/13
 HT:

 FOLHA: 02/02
 SHEET:

LAY OUT DA CARGA / LOCALIZAÇÃO DOS TERMOPARES CHARGE LAY-OUT / THERMOCOUPLE LOCATION

RECEBEMOS	CÓPIAS		OBS.
	QTD.	REV.	
CO	01	0	
Produção	01	0	

 DETALHE FIXAÇÃO DO TERMOPAR /
THERMOCOUPLE ATTACHMENT DETAIL

- 1 - TODA INSTRUMENTAÇÃO (TERMOPARES, REGISTRADORES, ETC.) DEVEM ESTAR AFERIDOS E DENTRO DO PRAZO DE VALIDADE.
ALL INSTRUMENTS (THERMOCOUPLES, RECORDERS, ETC.) SHALL BE GAUGED AND WITHIN VALIDITY PERIOD.
- 2 - IDENTIFICAR O NÚMERO DOS TERMOPARES NO GRÁFICO DE TRATAMENTO TÉRMICO, VINCULANDO-OS COM A RESPECTIVA COR.
IDENTIFY THERMOCOUPLE NUMBER ON HEAT TREATMENT GRAPH BINDING IT WITH RESPECTIVE COLOR.
- 3 - POSICIONAR AS PEÇAS APOIADAS EM SUPORTES/DISPOSITIVOS NIVELADOS, A UMA DISTÂNCIA MÍNIMA DE 400mm DA SOLEIRA DO FORNO.
LOCATE PIECES LAID ON SUPPORTS/LEVELLED JOGS AT A MINIMUM DISTANCE OF 400mm FROM FURNACE SOLE.
- 4 - CONTROLAR CHAMA DOS QUEIMADORES (CHAMA NEUTRA) PARA EVITAR OXIDAÇÃO EXCESSIVA DA SUPERFÍCIE DA PEÇA.
THE FLAME OF THE BURNERS (NEUTRAL FLAME) SHALL BE CONTROLLED TO AVOID EXCESSIVE OXIDATION OF THE PIECE'S SURFACE.
- 5 - A PEÇA DEVERÁ SER POSICIONADA NO FORNO DE TAL FORMA A ESTAR FORA DA INCIDÊNCIA DIRETA DA CHAMA.
TO SET THE VESSEL IN THE FURNACE SUCH AS TO PREVENT DIRECT IMPINGEMENT OF THE FLAME.
- 6 - DISTÂNCIA MÁXIMA ENTRE TERMOPARES FIXADOS NA PEÇA: 4572mm (15 FT).
MAXIMUM DISTANCE BETWEEN THERMOCOUPLES FIXED ON THE VESSEL: 15 FT (4572mm).

0	15/04/13	EMIÇÃO INICIAL	LUAN	EMERSON
REV.	Data Date	Descrição da Revisão Description Revision	Elab.: Prep.	Apr.: App.

INSTRUÇÃO DE TRAT. TÉRMICO

(HEAT TREATMENT INSTRUCTION)

TT. N.º: 056/13
FOLHA: 01/02

EQUIPAMENTO / EQUIPMENT: CALDEIRA
PEÇA / PIECE: CORPO DE PROVA EPS 090
CIENTE / CUSTOMER: HPB SIMISA
ORDEN DE SERVIÇO / JOB NUMBER: 322005
DESENHO / DRAWINGS: QT. 1 PÇS
MATERIAL: A 338 P91
TIPO DO TRATAMENTO / TREATMENT TYPE: ALIVIO DE TENSÕES
NORMA / CÓDIGO / STANDARD / CODE: ASME VIII ED. 2010 AD 2011e - UCS 56
TIPO/CODIGO DO FORNO / TYPE/CODE OF FURNACE: RESISTENCIA
COMBUSTÍVEL / COMBUSTIBLE: N.A.

LEGENDA:
SYMBOLS
TI = TEMPERATURA DE INÍCIO DE CONTROLE
INITIAL CONTROL TEMPERATURE
TA = TAXA DE AQUECIMENTO
HEATING RATE
TT = TEMPERATURA TRAT. TÉRMICO (PATAMAR)
HEAT TREATMENT TEMPERATURE
tp = TEMPO DE TRAT. TÉRMICO (PATAMAR)
HOLDING TIME
DT = DIFERENÇA DE TEMPERATURA
VARIATION IN TEMPERATURE
TR = TAXA DE RESFRIAMENTO
COOLING RATE
T = TEMPERATURA
TEMPERATURE
t = TEMPO
TIME
Máx. Est. = Tempo Máx. em Faixa de
Temperatura Estabilizada
MAX. TIME ON THE STABILIZED RANGE
TEMPERATURE

ESPESSURA SOLDA / WELD THICKNESS: 25,00
ESPESSURA PEÇA / PIECE THICKNESS: 25,00
TI: 250°C
TA: 200°C/h

TT: 730°C, MÁX. / 710°C, MÍN.
tp: 85 minutos máx. / 70 minutos mín.
DT: 70°C
NO PATAMAR E / AT THE HOLDING TIME AND 130°C
NO AQUECIMENTO/RESFRIAMENTO / AT THE HEATING/COOLING

TR: 240°C/h
ATÉ / UP TO 250°C
APÓS RESFRIAR / (AFTER COOLING) Ar Calmo

EQUIPAMENTO / PEÇA EQUIPMENT / PIECE	QT. QTY.	ORDEN DE SERVIÇO JOB NUMBER	CLIENTE CUSTOMER	DESENHO DRAWING	MATERIAL MATERIAL

0	16/04/13	EMISSÃO INICIAL	LUAN	EMERSON
REV.	Data	Descrição da Revisão Description Revision	Elab.: Prep.	Apr.: App.

INSTRUÇÃO DE TRAT. TÉRMICO (HEAT TREATMENT INSTRUCTION)

ITT. N.º: 056/13
FOLHA: 02/02

LAY OUT DA CARGA / LOCALIZAÇÃO DOS TERMOPARES CHARGE LAY-OUT / THERMOCOUPLE LOCATION

RECEBEMOS	CÓPIAS		OBS.
	QTD.	REV.	
CD	01	0	
PRODUÇÃO	01	0	

DETALHE FIXAÇÃO DO TERMOPAR / THERMOCOUPLE ATTACHMENT DETAIL

- 1 - TODA INSTRUMENTAÇÃO (TERMOPARES, REGISTRADORES, ETC.) DEVEM ESTAR AFERIDOS E DENTRO DO PRAZO DE VALIDADE.
ALL INSTRUMENTS (THERMOCOUPLES, RECORDERS, ETC.) SHALL BE GAUGED AND WITHIN VALIDITY PERIOD.
- 2 - IDENTIFICAR O NÚMERO DOS TERMOPARES NO GRÁFICO DE TRATAMENTO TÉRMICO, VINCULANDO-OS COM A RESPECTIVA COR.
IDENTIFY THERMOCOUPLE NUMBER ON HEAT TREATMENT GRAPH LINKING IT WITH RESPECTIVE COLOR.
- 3 - POSICIONAR AS PEÇAS APOIADAS EM SUPORTES/DISPOSITIVOS NIVELADOS, A UMA DISTÂNCIA MÍNIMA DE 400mm DA SOLEIRA DO FORNO.
LOCATE PIECES LAID ON SUPPORTS/LEVELLED JIGS AT A MINIMUM DISTANCE OF 400mm FROM FURNACE SOLE.
- 4 - CONTROLAR CHAMA DOS QUEIMADORES (CHAMA NEUTRA) PARA EVITAR OXIDAÇÃO EXCESSIVA DA SUPERFÍCIE DA PEÇA.
THE FLAME OF THE BURNERS (NEUTRAL FLAME) SHALL BE CONTROLLED TO AVOID EXCESSIVE OXIDATION OF THE PIECE'S SURFACE.
- 5 - A PEÇA DEVERÁ SER POSICIONADA NO FORNO DE TAL FORMA A ESTAR FORA DA INCIDÊNCIA DIRETA DA CHAMA.
TO SET THE VESSEL IN THE FURNACE SUCH AS TO PREVENT DIRECT IMPINGEMENT OF THE FLAME.
- 6 - DISTÂNCIA MÁXIMA ENTRE TERMOPARES FIXADOS NA PEÇA: 4572mm (15 FT).
MAXIMUM DISTANCE BETWEEN THERMOCOUPLES FIXED ON THE VESSEL: 15 FT (4572mm).

0	16/04/13	EMIÇÃO INICIAL	LIAM	EMERSON
REV.	Data Date	Descrição Da Revisão Description Revision	Eldo.: Prop.	Apr.: App.

Resultado do ensaio de CTOD a temperatura ambiente para o metal base com tratamento térmico 187. ASTM E 1290 Edição 1999.

CDP	Dimensão dos CDPs		Limite de Escoamento	Geometria da Trinca					Resultados CTOD						
No.	W (mm)	B (mm)	σ_{ys} (MPa)	a_o (mm)	a_o/W	b_o (mm)	r_p	$f(a_o/W)$	P_m (kN)	TP_m (s)	V_p (mm)	K_m (MPam ^{1/2})	δ_{el} (mm)	δ_{pl} (mm)	δ_m (mm)
187-1MB	14,06	7,04	415	7,33	0,521	6,73	0,44	11,10	5,80	165	2,110	77,1	0,032	0,508	0,540
187-3MB	14,03	7,06	415	7,83	0,558	6,20	0,44	10,86	5,78	181	2,410	75,1	0,030	0,522	0,553
														Média	0,546
														DP	0,009

Resultado do ensaio de CTOD a temperatura ambiente para o metal base com tratamento térmico 187. ASTM E 1290 Edição 2008.

CDP	Dimensões		Tração	Escoamento	m	η	Geometria da Trinca					Resultados CTOD							
No.	W (mm)	B (mm)	LRT(MPa)	σ_{ys} (MPa)	Função de a/w	Função de a/w	a_o (mm)	a_o/W	b_o (mm)	A_{p1}	$f(a_o/W)$	P_m (kN)	TP_m (s)	V_p (mm)	K_m (MPa $m^{1/2}$)	δ_{el} (mm)	δ_{p1} (mm)	δ_m (mm)	
187-1MB	14,06	7,04	585,00	415	1,926041551	2,71416616	7,37	0,524	6,69	0,95	11,51	8,33	51	2,11	114,9	7,3545E-05	0,475	4,747E-0	
187-3MB	14,03	7,06	585	415	1,946186873	2,682747191	7,83	0,558	6,2	0,93	12,94	8,33	51	2,41	128,9	9,16E-05	0,519	5,19E-0	
																		Average	0,497
																		DP	0,031

Resultado do ensaio de CTOD a 300°C para o metal base com tratamento térmico 187. ASTM E 1290 Edição 1999.

CDP	Dimensão dos CDPs		Limite de Escoamento	Geometria da Trinca					Resultados CTOD						
No.	W (mm)	B (mm)	σ_{ys} (MPa)	a_o (mm)	a_o/W	b_o (mm)	r_p	$f(a_o/W)$	P_m (kN)	TP_m (s)	V_p (mm)	K_m (MPam ^{1/2})	δ_{el} (mm)	δ_{pl} (mm)	δ_m (mm)
187-4MB	14,02	7,04	415	6,30	0,450	7,72	0,44	11,10	7,13	154	2,410	94,9	0,048	0,698	0,747
187-5MB	14,05	7,02	415	6,68	0,475	7,37	0,44	10,86	6,12	156	2,500	79,9	0,034	0,679	0,713
187-6MB	14,06	7,09	415	6,43	0,457	7,63	0,44	11,59	6,44	132	1,950	88,8	0,042	0,555	0,597
														Média	0,686
														DP	0,079