



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS**

**CARACTERIZAÇÃO DE FASES E ANÁLISE DE TRINCAS EM JUNTA
SOLDADA DE INCONEL 625 E AÇO 9Cr-1Mo APÓS
ENVELHECIMENTO**

CRISTIANA DOS SANTOS NUNES

Fortaleza, Ceará
Novembro de 2006



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS**

**CARACTERIZAÇÃO DE FASES E ANÁLISE DE TRINCAS EM JUNTA
SOLDADA DE INCONEL 625 E AÇO 9Cr-1Mo APÓS
ENVELHECIMENTO**

CRISTIANA DOS SANTOS NUNES

Dissertação apresentada ao curso de Pós-graduação em Engenharia e Ciências de Materiais da Universidade Federal do Ceará como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

Fortaleza, Ceará
Novembro de 2006

AGRADECIMENTOS

- A Deus.
- A minha mãe pela força e incentivo constante na minha vida.
- Ao professor e orientador Hamilton pela orientação, incentivo, paciência e disponibilização dos equipamentos do LACAM para realização deste trabalho.
- Ao coordenador do LACAM, Flávio pela dedicação.
- Ao colega Gerardo pelo fornecimento do material para os experimentos, pelas informações de sua pesquisa e tempo para ajudar nos momentos de dúvida.
- A todos os colegas do LACAM pelos valiosos ensinamentos recebidos durante o desenvolvimento dos experimentos.
- A todos os colegas do mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais.
- A CAPES pelo suporte financeiro através da concessão de bolsa.

RESUMO

As descobertas de novas jazidas de petróleo com índices de acidez cada vez maiores fizeram com que as unidades de refino de óleos crus utilizassem instalações modificadas e adaptadas para essa condição.

Visando aumentar a resistência à corrosão e a reduzir o risco de falha durante a operação são empregados os aços liga do tipo Cr-Mo, A-213 T-9 (9%Cr e 1%Mo) nos tubos de fornos nas usinas de refino configurando os tubos ASTM A335 GR P 9, conforme API RP-530, projetados para serviço contínuo em meios contendo sulfeto e elevada temperatura. Esses tubos são revestidos internamente com alumínio e soldados através do processo de soldagem TIG, tendo como passe raiz liga de níquel, Inconel 625, vareta ER-NiCrMo-3 e preenchimento com eletrodo E 505.

Dessa forma, estudou-se o comportamento da liga de níquel depositada na união dos tubos, suas propriedades e realizou-se a caracterização de fases presentes no material após o envelhecimento. Para isto, utilizou-se amostras de 02 tubos A-213 T-9 revestidos com alumínio e unidos por solda nas mesmas condições dos tubos dos fornos das unidades de refino de petróleo. As amostras foram expostas as temperaturas no intervalo de operação (500°C à 700°C) por períodos de 10h, 100h, 500h e 1000h.

Palavras chaves: Inconel, Caracterização

ABSTRACT

The discoveries of new oil deposits with high rates acidity caused the refining units of crudes use facilities modified and adapted to this condition.

In order to increase the corrosion resistance and reduce the risk of failure during the operation are used alloy steels of type Cr-Mo, A-213 T-9 (9%Cr e 1%Mo) in the tubes in refining plants configuring tubes ASTM A335 GR P 9, as API RP-530, designed for continuous service in media containing sulfide and high temperature. These tubes are coated with aluminum and welded by TIG welding process, with the root password nickel alloy, Inconel 625, welding rod ER-NiCrMo-3 and fill electrode E 505.

Thus, it studied the behavior of nickel alloy deposited on the union of the tubes, their properties and has been the characterization of phases present in the material after aging. For this, we used samples from 02 tubes A-213 T-9 coated with aluminum and welded together under the same conditions of the tubes of the furnaces of the units of petroleum refining. The samples were exposed to temperatures in the range of operation (500°C to 700°C) for periods of 10h, 100h, 500h e 1000h.

Key words: Inconel, Characterization.

A Deus,
Aos meus pais Auxilia e Nunes
Aos meus irmãos

SUMÁRIO

Sumário	i
Lista de figuras	v
Lista de tabelas	xi
Lista de abreviaturas e siglas	xvii
Lista de símbolos	xviii
1. Introdução	1
2. Objetivos	3
3. Revisão bibliográfica	4
3.1 Histórico de utilização do níquel e ligas de níquel	4
3.1.1 <i>Evolução das ligas de níquel</i>	5
3.2 Características e Microestrutura do níquel	6
3.2.1 <i>Superligas a base de níquel</i>	6
3.3 Ligas endurecidas por solução sólida	8
3.4 Ligas endurecidas por carbonetos	9
3.4.1 <i>Carbonetos presentes em ligas de níquel</i>	10
3.4.1.1 <i>Carbonetos MC</i>	10
3.4.1.2 <i>Carbonetos $M_{23}C_6$</i>	11
3.4.1.3 <i>Carbonetos M_6C</i>	11
3.4.1.4 <i>Carbonetos M_7C_3</i>	12
3.5 Ligas endurecidas por precipitação	13
3.6 Fases presentes em ligas resistente ao calor	15

3.6.1 Fase γ'	15
3.6.2 Fase γ''	18
3.6.3 Fase ETA	18
3.6.4 Fase Laves	18
3.6.5 Fase sigma	19
3.7 Evolução microestrutural	20
3.8 Inconel 625	21
3.9 Solidificação da estrutura na solda de superligas de níquel	22
3.9.1 Efeito da soldagem sobre o funcionamento e propriedades	23
4.0 Materiais e métodos	25
4.1 Materiais	25
4.1.1 Material para estudo	25
4.1.2 Equipamentos para ensaios metalográficos	25
4.1.3 Equipamento para tratamento térmico	25
4.2 Metodologia	25
4.2.1 Material como recebido	25
4.2.2 Tratamento térmico	28
4.2.3 Medida de microdureza	29
4.2.4 Aplicação da técnica de EDX	29
4.2.5 Metalografia por microscopia ótica	29
4.2.6 Microscopia eletrônica de varredura	30
4.2.7 Determinação das fases por difração de raios-X	30
5.0 Resultados e discussões	31
5.1 Análise preliminar	31

<i>5.2 Efeitos do envelhecimento</i>	32
<i>5.3 Comparativo entre os pontos de microdureza da Linha 01, linha central que intercepta as regiões de solda E 505 15 e Inconel 625, referente a temperatura de 500°C e exposta por 10h, 100h, 500h e 1000h</i>	34
<i>5.3.1. Avaliação da região de enchimento e acabamento com E 505</i>	37
<i>5.3.2 Avaliação do Inconel 625</i>	38
<i>5.3.3 Amostra submetida à temperatura de 500°C por 10h</i>	38
<i>5.3.4 Região da interface entre a almofada de Inconel 625, no revestimento, e o material base</i>	39
<i>5.3.5 Amostra submetida à temperatura de 500°C por 100h</i>	39
<i>5.3.6 Amostra submetida à temperatura de 500°C por 500h</i>	46
<i>5.3.7 Amostra submetida à temperatura de 500°C por 1000h</i>	50
<i>5.4 Comparativo entre os pontos de microdureza da linha 01 referente a amostra submetida a temperatura de 600°C e exposta por 100h, 500h e 1000h</i>	53
<i>5.4.1 Amostra submetida à temperatura de 600°C por 100h</i>	55
<i>5.4.2 Amostra submetida à temperatura de 600°C por 1000h</i>	59
<i>5.5 Comparativo entre os pontos de microdureza da linha 01 referente a amostra submetida a temperatura de 700°C e exposta por 10h, 100h, 500h e 1000h</i>	61
<i>5.5.1 Avaliação da região de enchimento e acabamento com E 505 da amostra submetida à temperatura de 700°C</i>	61
<i>5.5.2 Amostra submetida à temperatura de 700°C por 10h</i>	62
<i>5.5.3 Amostra submetida à temperatura de 700°C por 100h</i>	65
<i>5.5.4 Amostra submetida à temperatura de 700°C por 500h</i>	66

<i>5.5.5 Amostra submetida à temperatura de 700°C por 1000h</i>	67
6. Conclusões	69
7. Referências Bibliográficas	71
8. Anexos	76

LISTA DE FIGURAS

<i>FIGURA 1 - (a) Carboneto do tipo MC presente numa liga endurecível por γ. Aumento de 4900X (b) micrografia feita no MES mostra carbonetos precipitados na matriz e contornos de grão, partículas em bloco e precipitados nos contornos de grão são carbonetos do tipo MC e $M_{23}C_6$.....</i>	<i>10</i>
<i>FIGURA 2 – Carboneto, formato diamante, MC cercado por carbonetos do tipo $M_{23}C_6$.....</i>	<i>11</i>
<i>FIGURA 3 - Carbonetos $M_{23}C_6$ e M_6C em Inconel 625.....</i>	<i>12</i>
<i>FIGURA 4 - Micrografia mostrando a interface entre o revestimento de inconel 625 e o tubo A-213 T9 (9Cr-1Mo) (PÉREZ, 2005).....</i>	<i>13</i>
<i>FIGURA 5 - Micrografia em microscópio eletrônico de transmissão dos precipitados γ numa superliga a base de níquel envelhecida à 704 °C (fotos a e b) e envelhecidas à 760°C (fotos c e d) por 1000 e 4000h (ZHAO, 2003).....</i>	<i>15</i>
<i>FIGURA 6 – Evolução da fase γ em função de sua coerência. (PINHO, 2001).....</i>	<i>16</i>
<i>FIGURA 7 - Diagrama de fases Ni-Al (STOLLOF, 1990).....</i>	<i>17</i>
<i>FIGURA 8 – Diagrama ternário de fases isotérmico em liga Ni-Cr-Mo (GOZIAN, 1991).....</i>	<i>17</i>
<i>FIGURA 9 - Microestrutura do passe raiz e EDS de precipitado (PÉREZ, 2005).....</i>	<i>19</i>
<i>FIGURA 10 – Diagrama esquemático da evolução microestrutural das superligas de níquel (SMITH, 1993).....</i>	<i>20</i>

<i>FIGURA 11 – Diagrama esquemático do desenvolvimento das superligas de níquel (SMITH, 1993).....</i>	<i>21</i>
<i>FIGURA 12 – Comprimento total da trinca versus o tamanho do grão para mostrar o efeito da microtrinca na liga 718.....</i>	<i>24</i>
<i>FIGURA 13 – Procedimento de soldagem.....</i>	<i>26</i>
<i>FIGURA 14 – Corpo de prova como recebido.....</i>	<i>27</i>
<i>FIGURA 15 – Retirada das amostras.....</i>	<i>28</i>
<i>FIGURA 16 – Impressões de Microdureza.....</i>	<i>29</i>
<i>FIGURA 17a – Macrografia da amostra 500 °C/100h mostrando as regiões.....</i>	<i>31</i>
<i>FIGURA 17b – Identificação das linhas de microdureza.....</i>	<i>31</i>
<i>FIGURA 18 – Perfil de microdureza da região de revestimento da amostra sem exposição à temperatura.....</i>	<i>33</i>
<i>FIGURA 19 – Perfil de microdureza da amostra 500 °C/1000 horas nas linhas 01, 02 e 03.....</i>	<i>34</i>
<i>FIGURA 20 - Comparativo de microdureza da linha 01 da amostra submetida à 500 °C.....</i>	<i>35</i>
<i>FIGURA 21 – Comparativo de microdureza da linha 02 da amostra PÉREZ (2005) material sem exposição à temperatura.....</i>	<i>36</i>
<i>FIGURA 22 – Perfil de dureza de um Inconel 718 soldado em condição de envelhecimento.....</i>	<i>36</i>

<i>FIGURA 23 – Micrografia do passe raiz de Inconel 625 na amostra submetida à 500 °C por 10 horas, presença de trinca. (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....</i>	<i>38</i>
<i>FIGURA 24 - Micrografia pelo MEV mostrando a interface entre o material Inconel 625 e o material de base da amostra 500 °C por 10 horas, (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....</i>	<i>39</i>
<i>FIGURA 25 – Micrografia do passe raiz de Inconel 625 na amostra submetida à 500 °C por 100 horas, presença de trinca, aumento 100X. (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....</i>	<i>40</i>
<i>FIGURA 26 - Resultado de EDX realizado na trinca. (a) Micrografia pelo MEV mostrando a área em que foi realizado o EDX (b) Resultado do EDX.....</i>	<i>40</i>
<i>FIGURA 27- Diagrama adaptado de Schaeffer e Delong.....</i>	<i>41</i>
<i>FIGURA 28 - Micrografia por MEV mostrando a continuação da trinca apresentada na figura 26 com a presença de precipitados. (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....</i>	<i>42</i>
<i>FIGURA 29 - Micrografia do passe 2 e o depósito de solda E-505 da amostra submetida à 500 °C por 100 horas, presença de trinca. Aumento de 200X (Ataque eletrolítico, 6V e 15s).....</i>	<i>43</i>
<i>FIGURA 30– Micrografia por MEV mostrando a diferença de material e de microdureza entre o material E-505-15 e o Inconel 625 na amostra submetida à 500 °C por 100 horas. (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....</i>	<i>44</i>
<i>FIGURA 31– Resultado de EDX realizado nos pontos 09 e 10. a) ponto 09 e b) ponto 10.....</i>	<i>44</i>
<i>FIGURA 32 – Diagrama adaptado de Schaeffler e Delong, pontos 09 e 10 (Rostfria 1983 e Pérez 2005).....</i>	<i>45</i>
<i>FIGURA 33 – Micrografia do passe raiz de Inconel 625 na amostra submetida à 500 °C por 500 horas, presença de trinca. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....</i>	<i>46</i>

- FIGURA 34 – Micrografia do passe raiz de Inconel 625 na amostra submetida à 500 °C por 500 horas, presença de trinca. Aumento 50X (Ataque eletrolítico).....47*
- FIGURA 35 - Micrografia mostrando a interface entre a almofada de Inconel 625 e o material base. Aumento 500X (Ataque eletrolítico, 6V por 15s).....47*
- FIGURA 36 - Resultado de EDX realizado nos pontos 19 e 20 da linha 01 a) ponto 19 e b) ponto 20.....48*
- FIGURA 37 - Micrografia na linha 5 do material base, A 213 T-9, e depósito de solda E-505 na amostra submetida à 500 °C por 500 horas. Aumento 50X (Ataque eletrolítico, 6V por 15s).....49*
- FIGURA 38 - Micrografia na linha 4 na região da almofada de Inconel 625 na amostra submetida à 500 °C por 500 horas, porosidade. Aumento 50X (Ataque eletrolítico, 6V por 15s).....49*
- FIGURA 39 - Micrografia da interface entre a almofada de Inconel 625 e o material base. na amostra submetida à 500 °C por 1000 horas, presença de trinca. Aumento 200X (Ataque eletrolítico, 6V por 15s).....50*
- FIGURA 40 - Micrografia na amostra submetida à 500 °C por 1000 horas na região da almofada de Inconel 625. a) próxima a linha 04, aumento 200X e b) próximo a linha 05, aumento 50X, porosidades. (eletrolítico, 6V por 15s).....51*
- FIGURA 41 – Micrografia por MEV da região de passe raiz com Inconel 625 na amostra submetida à 500 °C por 1000 horas, presença de trinca entre os pontos 18 e 19 da linha 01 de microdureza. (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).....51*
- FIGURA 42– Resultado de EDX realizado no ponto 18, ponto 19 e na trinca da linha 01. a) ponto 18, b) ponto 19 e c) trinca.....52*
- FIGURA 43– Micrografia da região de passe raiz com Inconel 625 na amostra submetida à 500 °C por 1000 horas, presença de micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).....53*

<i>FIGURA 44 – Comparativo de microdureza da linha 01 da amostra submetida à 600 °C.....</i>	<i>53</i>
<i>FIGURA 45 - Micrografia da região Interface entre o Inconel 625 e o E-505 na amostra submetida à 600 °C por 100 horas, presença de micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....</i>	<i>55</i>
<i>FIGURA 46 – Micrografia da região de passe raiz com Inconel 625 na amostra submetida à 600 °C por 100 horas, 500 °C por 1000 horas e 500 °C por 500 horas com presença de micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....</i>	<i>56</i>
<i>FIGURA 47 - Micrografia da região almofada de Inconel 625 na amostra submetida à 600 °C por 100 horas, presença porosidades. Aumento 100X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....</i>	<i>56</i>
<i>FIGURA 48 – Identificação da região de interface entre a solda raiz e a solda de revestimento Inconel 625 analisada via EBSD na amostra submetida à 600 °C por 100 horas, presença de porosidades.....</i>	<i>57</i>
<i>FIGURA 49 – Mapa de qualidade do EBSD da região de interface entre o passe raiz e o revestimento da amostra 600 °C por 100 horas.....</i>	<i>57</i>
<i>FIGURA 50 – Mapa de qualidade do EBSD da região de interface entre o passe raiz e o revestimento da amostra 600 °C por 100 horas.....</i>	<i>58</i>
<i>FIGURA 51 – Microscopia na interface entre o passe raiz e o revestimento da amostra 600 °C/1000 horas.....</i>	<i>59</i>
<i>FIGURA 52 – Linha 01 de microdureza da amostra.....</i>	<i>60</i>
<i>FIGURA 53 - Comparativo de microdureza da linha 01 da amostra submetida à 700 °C.....</i>	<i>61</i>

- FIGURA 54 - Micrografia diferença de interpasses e tipo de material na amostra submetida à 700 °C por 10 horas, presença micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....63*
- FIGURA 55 - Micrografia da interface entre Passe raiz de Inconel 625 e Passe de enchimento, linha 1, na amostra submetida à 700 °C por 10 horas, presença micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....63*
- FIGURA 56 - Micrografia da região de almofada de Inconel 625 próxima ao ponto de microdureza da linha 04 na amostra submetida à 700 °C por 10 horas, presença micro trincas. Aumento 200X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....64*
- Figura 57 - Micrografia mostrando porosidade na amostra submetida à 700 °C por 10 horas. a) porosidade na almofada de Inconel 625, Aumento 50X, b) porosidade no final da almofada de Inconel 625, Aumento 50X, c) pequena porosidade na almofada de Inconel 625 próximo ao material d base, Aumento 100X. (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....64*
- FIGURA 58 - Micrografia do depósito de solda e impressões de microdureza da linha 02 na amostra submetida à 700 °C por 100 horas, presença micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....65*
- FIGURA 59 - Micrografia da região de depósito de solda de Inconel 625+E-505, impressões de microdureza da linha 01 na amostra submetida à 700 °C por 100 horas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....66*
- FIGURA 60 - Micrografia da região de depósito de solda raiz de Inconel 625 e o revestimento mostrando os pontos analisado via EDX na amostra submetida à 700 °C por 100 horas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).....66*
- FIGURA 61 - Micrografia da região de Enchimento com depósito de solda E-505, impressões de microdureza da linha 03 na amostra submetida à 700 °C por 1000*

horas, presença de micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).....67

FIGURA 62 - Micrografia da região de almofada e passe raiz de Inconel 625. Presença de microtrincas nas amostra submetida à 700 °c por 1000 horas.....68

LISTA DE TABELAS

<i>TABELA 1 - Funções dos elementos em superligas</i>	<i>07</i>
<i>TABELA 2 - Fases que podem se formar nas ligas de níquel.....</i>	<i>08</i>
<i>TABELA 3 - Diferença de diâmetro atômico entre os elementos de solução sólida com o níquel.....</i>	<i>09</i>
<i>TABELA 4 – Superligas e suas aplicações à altas temperaturas.....</i>	<i>23</i>
<i>TABELA 5 - Composição química dos matérias utilizados em tubos de fornos (% em peso).....</i>	<i>28</i>
<i>TABELA 6 – Identificação das amostras.....</i>	<i>28</i>
<i>TABELA 7 – microdureza média das regiões de solda E-505-15, interface e Inconel 625 da amostra 500 °C.....</i>	<i>37</i>
<i>TABELA 8 – Resultado de EDX realizado na trinca da amostra 500 °C/100h na região entre passe raiz e E505.....</i>	<i>41</i>
<i>TABELA 9 – Resultado de EDX realizado nos pontos de microdureza 09 e 10 da linha 01 de microdureza da amostra 500 °C por 100 horas.....</i>	<i>45</i>
<i>TABELA 10 – Resultado de EDX realizado nos pontos de microdureza 19 e 20 da linha 01 da amostra 500 °C por 500 horas.....</i>	<i>50</i>
<i>TABELA 11 – Resultado de EDX realizado nos pontos de microdureza 18 e 19 e da trinca na linha 01 da amostra 500 °C por 1000 horas.....</i>	<i>52</i>
<i>TABELA 12 – Microdureza média das regiões de solda E-505-15, interface e Inconel 625 da amostra 600 °C.....</i>	<i>54</i>

<i>TABELA 13 – Identificação das fases na análise via EBSD da amostra 600 °C por 100 horas na região de interface entre o passe raiz e o revestimento de Inconel 625.....</i>	<i>58</i>
<i>TABELA 14 – EDX nas regiões raiz e revestimento da amostra 600 °C por 1000 horas.....</i>	<i>59</i>
<i>TABELA 15 – EDX ao longo da linha 01 de microdureza da amostra 600 °C por 1000 horas.....</i>	<i>60</i>
<i>TABELA 16 – Microdureza média das regiões de solda E-505-15, interface e Inconel 625 da amostra 700 °C.....</i>	<i>62</i>
<i>TABELA 17 – EDX nas regiões raiz e revestimento da amostra 700 °C por 500 horas.....</i>	<i>67</i>
<i>TABELA 18 – Resumo da microdureza da linha 01 das amostras submetidas à temperatura de 500 °C.....</i>	<i>77</i>
<i>TABELA 19 – Microdureza da linha 01 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 10 horas.....</i>	<i>78</i>
<i>TABELA 20 – Microdureza da linha 02 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 10 horas.....</i>	<i>79</i>
<i>TABELA 21 – Microdureza da linha 03 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 10 horas.....</i>	<i>80</i>
<i>TABELA 22 – Microdureza da linha 04 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 10 horas.....</i>	<i>81</i>
<i>TABELA 23 – Microdureza da linha 05 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 10 horas.....</i>	<i>82</i>
<i>TABELA 24 – Microdureza da linha 01 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 100 horas.....</i>	<i>83</i>
<i>TABELA 25 – Microdureza da linha 02 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 100 horas.....</i>	<i>84</i>

<i>TABELA 26 – Microdureza da linha 03 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 100 horas.....</i>	<i>85</i>
<i>TABELA 27 – Microdureza da linha 04 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 100 horas.....</i>	<i>86</i>
<i>TABELA 28 – Microdureza da linha 05 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 100 horas.....</i>	<i>87</i>
<i>TABELA 29 – Microdureza da linha 01 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 500 horas.....</i>	<i>88</i>
<i>TABELA 30 – Microdureza da linha 02 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 500 horas.....</i>	<i>89</i>
<i>TABELA 31 – Microdureza da linha 03 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 500 horas.....</i>	<i>90</i>
<i>TABELA 32 – Microdureza da linha 04 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 500 horas.....</i>	<i>91</i>
<i>TABELA 33 – Microdureza da linha 05 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 500 horas.....</i>	<i>92</i>
<i>TABELA 34 – Microdureza da linha 01 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 1000 horas.....</i>	<i>93</i>
<i>TABELA 35 – Microdureza da linha 02 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 1000 horas.....</i>	<i>93</i>
<i>TABELA 36 – Microdureza da linha 03 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 1000 horas.....</i>	<i>94</i>
<i>TABELA 37 – Microdureza da linha 04 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 1000 horas.....</i>	<i>94</i>
<i>TABELA 38 – Microdureza da linha 05 da amostra submetidas à temperatura de 500 °C por 1000 horas.....</i>	<i>95</i>

<i>TABELA 39 – Microdureza da linha 05 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 1000 horas.....</i>	<i>95</i>
<i>TABELA 40 – Microdureza da linha 01 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 100 horas.....</i>	<i>96</i>
<i>TABELA 41 – Microdureza da linha 02 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 100 horas.....</i>	<i>96</i>
<i>TABELA 42 – Microdureza da linha 03 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 100 horas.....</i>	<i>97</i>
<i>TABELA 43 – Microdureza da linha 04 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 100 horas.....</i>	<i>97</i>
<i>TABELA 44 – Microdureza da linha 05 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 100 horas.....</i>	<i>98</i>
<i>TABELA 45 – Microdureza da linha 01 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 500 horas.....</i>	<i>98</i>
<i>TABELA 46 – Microdureza da linha 02 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 500 horas.....</i>	<i>99</i>
<i>TABELA 47 – Microdureza da linha 01 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 1000 horas.....</i>	<i>99</i>
<i>TABELA 48 – Microdureza da linha 02 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 1000 horas.....</i>	<i>100</i>
<i>TABELA 49 – Microdureza da linha 03 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 1000 horas.....</i>	<i>100</i>

<i>TABELA 50 – Microdureza da linha 04 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 1000 horas.....</i>	<i>101</i>
<i>TABELA 51 – Microdureza da linha 05 da amostra submetidas à temperatura de 600 °C por 1000 horas.....</i>	<i>101</i>
<i>TABELA 52 – Resumo da Microdureza da linha 01 da amostra submetidas à temperatura de 700 °C horas.....</i>	<i>102</i>
<i>TABELA 53 – Microdureza da linha 02 da amostra submetidas à temperatura de 700 °C por 10 horas.....</i>	<i>103</i>
<i>TABELA 54 – Microdureza da linha 03 da amostra submetidas à temperatura de 700 °C por 10 horas.....</i>	<i>103</i>
<i>TABELA 55 – Microdureza da linha 04 da amostra submetidas à temperatura de 700 °C por 10 horas.....</i>	<i>104</i>
<i>TABELA 56 – Microdureza da linha 05 da amostra submetidas à temperatura de 700 °C por 10 horas.....</i>	<i>104</i>

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

API – American Petroleum Institute

ASTM – American Society for Testing and Materials

AWS – American Welding Society

CCC – Cúbico de Corpo Centrado

CFC – Cúbico de Face Centrada

EBSD – Electron Backscattering Diffraction

EDX – Energy-dispersive X-ray Spectroscopy

eV – Electron Volt

FCC – Face-Centered Cubic (Cúbico de Face Centrada)

HAZ – Heat Affected Zone

HCP – hexagonal Close-Packed

MB – Material Base

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

TTT – Time Temperature Transformation Diagram (Diagrama Tempo-Temperatura-Transformação)

LISTA DE SÍMBOLOS

Al – Alumínio

C – Carbono

Cr – Cromo

Cu – Cobre

Fe – Ferro

HV – Hardeness Vickers (Dureza Vickers)

Mg - Magnésio

Mo – Molibdênio

Nb – Nióbio

Ni – Níquel

Ta - Tântalo

Ti – Titânio

Zn - Zinco

V – Vanádio

W – Tungstênio

% - Percentagem

γ - Fase Gama

γ' – Fase Gama Linha

γ'' – Fase Gama Duas Linhas

η - Fase Eta

σ - Fase Sigma

μm – Micrômetro (unidade de comprimento)

δ - Fase Delta

1. INTRODUÇÃO

Os procedimentos para a união de tubos dos fornos de destilação empregados no transporte de petróleo, confeccionados em ligas resistentes ao calor e à corrosão, são hoje um desafio tecnológico para as unidades petrolíferas. Este assunto envolve o conhecimento de metalurgia física e de propriedades mecânicas do material que visa a sua aplicação continuada nas atividades de substituição e reparos de tubos como também o seu custo perante a importância da questão econômica.

No caso de tubos de fornos, o desafio é maior devido ao regime de escoamento do petróleo ser multifásico, com altas velocidades e altas temperaturas, propiciando taxas de corrosão e erosão críticas para os materiais e de difíceis avaliação e caracterização.

Atualmente, no Brasil, existem quatro linhas de estudo de materiais a serem empregados nos tubos dos fornos de destilação de petróleo que apresentam uma corrosão específica: a corrosão naftênica. Os materiais em estudo são: tubos 9Cr-1Mo + deposição de Al, tubos 9Cr-1Mo + deposição de Nb (Nb+Al+Mo), tubos colaminados em 9Cr-1Mo + Clad aço resistente e tubos 9Cr-1Mo + Clad weld overlay de aço resistente (Eckstein).

A corrosão naftênica que tanto ataca os materiais das unidades de destilação de petróleo é derivada dos ácidos naftênicos que promovem um processo agressivo caracterizado pela ausência de produto de corrosão e que sofre influências da velocidade e da turbulência do fluxo do petróleo, da temperatura, do tipo de petróleo e do teor de Cromo e Molibdênio na liga. O elevado índice de acidez naftênica do nosso petróleo é um dos motivadores da ampliação da pesquisa em busca de novos materiais. Esses materiais têm como principal característica a presença de Molibdênio em solução sólida na sua matriz.

A aplicação estudada dos tubos 9Cr-1Mo + deposição de Al vem sendo para que se obtenha uma condição específica para a sua utilização em fornos e eficiência no emprego, quanto à resistência as intempéries em que é submetido no meio de trabalho. Esse material surge como uma alternativa de utilização quando comparado ao aço inoxidável austenítico com adição de Molibdênio, pois não é tão suscetível a formação de precipitados de carbono na temperatura de trabalho, os

quais diminuem a resistência à corrosão e aumentam o risco de falha durante a operação.

No entanto, há limitações quanto à deposição de Alumínio no tubo de 9Cr-1Mo. Esta limitação está baseada na restrição do equipamento de revestimento de alumínio em não poder fazer a deposição nos tubos com comprimento superior a 20 metros.

Com o objetivo de viabilizar o procedimento de deposição de Al e tornar o processo economicamente viável, trechos menores que 20 metros do tubo de 9Cr-1Mo são unidos por solda. Isto significa que o procedimento de soldagem deve garantir que a solda depositada mantenha propriedades suficientes para resistir à corrosão naftênica e às altas temperaturas em sua vida útil no forno de destilação.

Neste trabalho, a refinaria de petróleo Replan da empresa Petrobrás forneceu um corpo de prova com as características do material citado no parágrafo acima correspondendo a uma seção soldada do tubo de 9Cr-1Mo de especificação ASTM A-213 Grade T9 do forno de destilação. Nas soldas aplicadas na união dos tubos foram utilizados os consumíveis de Inconel 625 (ER-NiCrMo-3 e E-NiCrMo-3) e E-505-15. Na fabricação do corpo de prova a seqüência de deposição do metal de solda foi dada da seguinte forma: depósito de uma almofada de Inconel 625 (E-NiCrMo-3) nas extremidades usinadas no tubo, depósito de passe raiz e primeiro passe de enchimento com Inconel 625 (ER-NiCrMo-3) e acabamento com o E-505-15.

Um dos grandes problemas do depósito de solda é a presença de micro trincas que podem comprometer a integridade da união dos tubos reduzindo sua vida útil. O surgimento dessas micro trincas decorre de diversos fatores que merecem estudo.

Um estudo anterior no corpo de prova fornecido pela Petrobrás foi feito por Pérez, 2005, que caracterizou as fases presentes na solda de Inconel 625 e de E-505-15 no material como recebido.

O propósito deste trabalho é identificar a evolução de trincas e estudar as fases presentes no metal de solda depositado na união de tubos ASTM A-315 Grade T9 na faixa de temperatura de operação de fornos (500°C à 700°C). Além disso, analisam-se a influência da composição química e dos subseqüentes passes de soldagem quanto ao comportamento da trinca.

2. OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são:

- Continuar a pesquisa na zona de solda do tubo 9Cr-1Mo iniciada por PÉREZ (2005) com material como recebido;
- Identificar a evolução de trincas presentes no metal de solda depositado na união de tubos ASTM A-213 T9 na faixa de temperatura de operação de fornos (500 °C à 700 °C);
- Estudar as fases presentes neste metal de solda após a exposição à faixa de temperaturas (500 °C à 700 °C).

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Histórico de Utilização do Níquel e Ligas de Níquel

O níquel tem feito várias contribuições para a nossa sociedade, seja em formato elementar, seja como elemento ligado a outros materiais. A sua denominação veio de A. F. Cronstedt que, no século XVIII, servindo ao Departamento Sueco de Minas, trabalhou cinco anos com minérios e que finalmente conseguiu separar e identificar um novo elemento que ele chamou de níquel (MANKINS,1990).

Chapeados de níquel, cunhagem e prata alemã foram algumas das aplicações de pequenas quantidades de níquel produzido durante a segunda metade do século XIX. Inicialmente, a busca pelos minérios foi incentivada pelo cobre que estava em procura no mercado. O problema é que minério continha níquel e outros elementos que no processo de separação se tornava difícil em função da presença de sulfetos e, também, pela precariedade dos processos de separação da época (MANKINS,1990).

Na tentativa de separação desses elementos, conversores tipo Bessemer foram explorados, mas os fumos anidridos-sulfurosos carregados tornaram o processo impraticável. Pesquisas continuaram buscando novos caminhos para separar o níquel do cobre. Na procura de materiais alternativos para substituir o ferro fundido em uma unidade de refrigeração de amônia, o inventor John Gamgee descobriu o aço níquel. Isto conduziu a combinações de outros ferros-níquel resultando em ligas para aplicação criogênica e chapa para couragem de aço níquel duro. (MANKINS,1990).

Os desenvolvimentos de trabalhos experimentais na América e Europa continental convenceram governos de que as placas de aço níquel eram superiores a outros materiais conhecidos na resistência à penetração de projéteis de blindagem. Isto, sem dúvida, gerou um grande impulso para a produção de chapas de níquel. Conseqüentemente, a procura do níquel para produzir chaparias para forças navais do mundo excederia o seu fornecimento. Isto possibilitou o aperfeiçoamento dos métodos para a produção de níquel (MANKINS,1990).

3.1.1 Evolução das Ligas de Níquel

O desenvolvimento significativo na tecnologia do níquel pode ser vista pela evolução do material desde 1905 com a descoberta do Monel. Esta descoberta envolveu uma liga de níquel-cobre resistente às altas tensões, à água do mar, a corrosão atmosférica, aos vários ácidos e as soluções alcalinas.

Outros desenvolvimentos importantes nas ligas de níquel são listados a seguir:

- As liga de níquel-cromo, desenvolvida por Marsh, que promoveu a descoberta da série Nimonic (NiCr+Ti) de ligas usadas em situações onde se exigia a resistência a fluência, alta resistência mecânica e estabilidade em temperaturas elevadas;

- O trabalho de Elwood Haynes sobre as ligas binárias Ni-Cr e Co-Cr usados na resistência a oxidação e aplicações na resistência ao desgaste;

- O trabalho de Paul D. Merica sobre o uso do níquel no ferro fundido, bronze e aços assim como sua significativa descoberta de que o alumínio e o titânio induziram o endurecimento por precipitação nas ligas de níquel;

- O trabalho de William A. Mudge sobre endurecimento por precipitação na liga de Ni-Cu (K-Monel);

- A adição de ferro-cromo (70Cr-30Fe) ao níquel para criar a liga Inconel conhecida por sua alta resistência a temperaturas elevadas, resistência a oxidação e resistência a carbonetação;

- O trabalho desenvolvido em 1920 sobre ligas de níquel-cromo que conduziu a descoberta da série de ligas Hastalloy, conhecida pela sua alta resistência corrosão.;

- Nos anos 40, avanço nas ligas resistentes as temperaturas elevadas usadas para aplicações em aeronaves que conduziu ao desenvolvimento da liga Nimonic 80 e liga Nimonic 80A (MANKINS,1990).

Segundo ANTOLOVICH (1996) e BRADEY (1988) as superligas a base de níquel são conhecidas desde a década de 1930, e utilizadas principalmente em aplicações aeroespaciais e plantas de geração de energia. Estas aplicações requerem um material com elevada resistência mecânica, boa resistência à fadiga e à fluência, boa resistência à corrosão e capacidade de operar continuamente em

elevadas temperaturas. Trata-se de ligas que contém de 30% a 75 % de níquel, e até 30% de cromo, endurecidas por solução sólida e por precipitação (GODEFROID, 2004).

3.2 Características e Microestrutura do Níquel

O níquel é um elemento que tem na sua matriz a fase austenítica, fase γ , e estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). A sua facilidade e versatilidade de se ligar com os outros metais criam uma ampla faixa para possíveis combinações e solubilidade entre o ferro, o cromo e o níquel (MANKINS, 1990).

O níquel pode ser endurecido basicamente por três formas, endurecido por solução sólida, endurecido por precipitação de intermetálicos e por dispersão de óxidos (PINHO, 2001).

O níquel sozinho quase não altera a forma das curvas dos diagrama de transformação isotérmica de aços de médio e alto carbono, porém, em conjunto com cromo e molibdênio, o aço com cerca de 0,40% de C tem a sua curva de transformação isotérmica bastante modificada e com uma temperabilidade muito aumentada. Neste caso, a transformação da austenita pela têmpera é fortemente retardada, obtendo-se uma estrutura quase 100% de martensita (SOUZA, 1989).

3.2.1 Superligas a Base de níquel

As ligas resistentes ao calor, como, por exemplo, as superligas a base de níquel são projetadas para serem aplicadas em ambientes com temperatura acima de 540°C aproximadamente. Em geral elas têm uma matriz austenítica conhecida como fase γ e contém uma larga variedade de segundas fases.

Existem basicamente dois tipos de ligas à base de níquel resistentes as altas temperaturas, são elas: as endurecidas por solução sólida e as endurecidas por precipitação (VOORT, 1985). As ligas endurecidas por solução sólida geralmente são usadas na condição de recozimento. Algumas denominações são Hastelloy-X, Inconel 600, Inconel 617, Inconel 625 etc.(GODEFROID, 2004).

As ligas resistentes ao calor geralmente apresentam fases indesejáveis que podem ser observadas devido a variações na composição química, no processamento ou na exposição às temperaturas elevadas (VOORT, 1985). Nas

ligas a bases de níquel, sob determinadas circunstâncias, há surgimento de segundas fases γ onde as mais comuns são os carbonetos metálicos (MC, $M_{23}C_6$, M_6C e M_7C_3), a fase γ' e a fase cúbica faces centradas (CFC) $[Ni_3(Al,Ti)]$ encontrada nas superligas a base de níquel e as níquel-ferro.

Em ligas contendo nióbio ou nióbio e tântalo, a primeira fase endurecedora é a fase γ'' , de estrutura cristalina tetragonal de corpo centrada (VOORT, 1985).

As fases consideradas indesejáveis são as fases ortorrômbica, δ , de fórmula Ni_3Nb , a fase tetragonal, σ , de fórmula $FeCrMoNi$, a fase hexagonal Laves e a fase hexagonal compacta eta (η) de fórmula Ni_3Ti (VOORT, 1985).

Na tabela 1 estão listados os elementos presentes em superligas associados as suas funções.

Tabela 1 – Funções dos elementos em superligas

Efeitos	Base Fe	Base Cobalto	Base Níquel
Endurecimento por solução sólida.....	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Estabilizadores da matriz FCC.....	C, W, Ni	Ni	
Forma Carbonetos:			
MC.....	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M_7C_3		Cr	Cr
$M_{23}C_6$	Cr	Cr	Cr, Mo, W
M_6C	Mo	Mo, W	Mo, W
Carbonitretos: $M(CN)$	C, N	C, N	C, N
Promove precipitações gerais de carbonetos..	P		
Forma γ' $Ni_3(Al,Ti)$	Al, Ni, Ti		Al, Ti
Retarda a formação do hexagonal η (Ni_3Ti).....	Al, Zr		
Eleva a temperatura solvus do γ'			Co
Precipitados de endurecimento e/ou intermetálico.....	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti(b) W, Ta	Al, Ti, Nb
Resistência a oxidação.....	Cr	Al, Cr	Al, Cr
Melhora a resistência a corrosão à quente.....	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Resistência à sulfuração.....	Cr	Cr	Cr
Melhora as propriedades à fluência.....	B		B
Aumenta a resistência à ruptura.....	B, Zr	B, Zr	B(c)
Causa segregação e, contornos de grão.....			B, C, Zr
Facilidade de trabalho.....		Ni_3Ti	

(a) Nem todos esses efeitos ocorrem em uma dada liga.

(b) Endurecimento por precipitação do Ni_3Ti também ocorre se o Ni suficiente está presente

(c) Se estiver presente em grande quantidade, boretos são formados

Fonte: STOLOFF, 1990

Segundo VOORT (1985) as ligas a base de níquel estão propensas à precipitação de fases de ordem geométrica e empacotamento fechado tais como o γ' e η .

Uma boa representação das fases que podem estar presentes nas ligas de níquel é apresentada na tabela 2, elaborada por MANKINS (1990), diferenciando-as pelo tipo de fase, estrutura e fórmula.

Tabela 2 – Fases que podem se formar nas ligas de níquel

Fase	Estrutura	Fórmula	Fase	Estrutura	Fórmula
γ	CFC	Ni ₃ Al, Ni ₃ (Al,Ti)	M ₆ C	CCC	(Fe, W, Mo, Nb, Ta) ₃ C
η	HC	Ni ₃ Ti	M ₇ C ₃	hexagonal	Cr ₇ C ₃
γ''	TCC	Ni ₃ Nb	MN	Cúbica	(Ti, Nb, Zr)N
δ	ortorrômbic a	Ni ₃ Nb	μ	romboédrica	(Fe,Co) ₇ (Mo, W) ₆
MC	cúbica	TiC; NbC; HfC	Laves	Hexagonal	Fe ₂ (Nb,Ti, Mo, Ta)
M ₂₃ C ₆	CCC	(Cr,Fe,W,M o) ₂₃ C ₆	σ	Tetragonal	FeCrMoNi

Fonte: MANKINS,1990

3.3 Ligas Endurecidas por solução sólida

Os elementos cobalto, ferro, cromo, molibdênio, tungstênio, vanádio, titânio e alumínio são todos considerados soluções sólidas endurecíveis no níquel. A diferença existente entre esses elementos e o níquel está no diâmetro atômico que pode variar de 1 à 13%. Esta diferença pode ser observada pela tabela 3. A expansão do retículo cristalino ligado ao maior diâmetro atômico pode estar relacionada com a dureza observada. Acima da temperatura de fusão 0,6 T_m, que é a faixa de fluência à temperatura elevada, o endurecimento é dependente da difusão de elementos como o molibdênio e o tungstênio que são endurecedores mais efetivos (MANKINS,1990).

A composição química da liga é muito importante na determinação das temperaturas de envelhecimento, pois os elementos que permanecem em solução

sólida influenciam diretamente no coeficiente de difusão e, conseqüentemente, na estabilidade do precipitado que demora a crescer em ligas que contém cobalto, molibdênio, nióbio, titânio e ferro (PINHO, 2001).

As ligas endurecíveis por solução sólida são comercialmente conhecidas como ligas do tipo Hastalloy e Inconel da série 600 (PINHO, 2001).

Tabela 3 – Diferença de diâmetro atômico entre os elementos de solução sólida com o níquel

Metal	Estrutura cristalina	raio atômico (nm)	diferença de diâmetro
Molibdênio	CCC	0,1363	+12
Tungstênio	CCC	0,1371	+13
Titânio	HCP	0,1445	+9
Alumínio	CFC	0,1431	+6
Ferro	CFC	0,1241	+3
Cromo	CCC	0,1249	+3
Cobalto	HCP	0,1253	+1
Níquel	CFC	0,1246	*

3.4 Ligas Endurecidas por carbonetos

Nas ligas de níquel é importante ressaltar que a formação de carbonetos deriva da reação do carbono com os outros elementos ligados ao níquel (MANKINS, 1990). O níquel, portanto, não é formador de carbonetos.

Os carbonetos mais freqüentemente encontrados nas ligas a base de níquel são os MC, M₆C, M₇C₃ e M₂₃C₆, onde M é o carboneto metálico formando elementos ou elementos (MANKINS, 1990). Esses carbonetos nas superligas trabalhadas resistentes ao calor possuem três funções principais. A primeira função, quando bem formado o carboneto, endurece o contorno de grão, impedindo ou retardando o deslizamento do contorno de grão e permite o alívio de tensões. A segunda função é a de endurecimento, ou seja, isso ocorre se um carboneto fino estiver precipitado na matriz. Esta função é importante para as ligas a base de cobalto, pois elas não podem ser endurecidas pelo precipitado γ' . A terceira e última função é a de carbonetos poderem prender certos elementos que de uma certa maneira promoveriam fases instáveis durante o serviço (VOORT, 1985).

3.4.1 Carbonetos Presentes em Ligas de Níquel

3.4.1.1 Carbonetos MC

O carboneto MC é, geralmente, um grande bloco distribuído aleatoriamente. Este carboneto possui estrutura cristalina CFC e se forma geralmente em superligas durante a solidificação.

O tipo de carboneto MC mais freqüente é o carboneto de titânio; embora haja outros, de menor freqüência, como os carbonetos de tântalo, nióbio e de háfnio. Os carbonetos de titânio têm uma solubilidade com outros elementos como o nitrogênio, zircônio e molibdênio (VOORT, 1985). Há uma ordem preferencial de formação desses carbonetos, como ordem de partida o carboneto de maior estabilidade são HfC, TaC, NbC e TiC. Em algumas ligas como Incoloy 901 e A286, o filme de MC pode se formar ao longo do contorno de grão e reduzir a ductilidade. Os carboneto do tipo TiC e HfC estão entre os metaestáveis. No carboneto MC, o átomo M pode ser prontamente substituído por outro como (Ti,Mo)C. Este tipo de carboneto é achado nas ligas Udimet 500, M-525 e René 77. (STOLOFF, 1990).

Em microscopia, ao observarmos a presença dos carbonetos MC nas superligas, diferenciamos pela sua aparência que consiste em grandes partículas globulares observáveis na superfície de polimento (VOORT, 1985).

A figura 1, a seguir, representa bem a micrografia correspondente à descrição do carboneto MC.

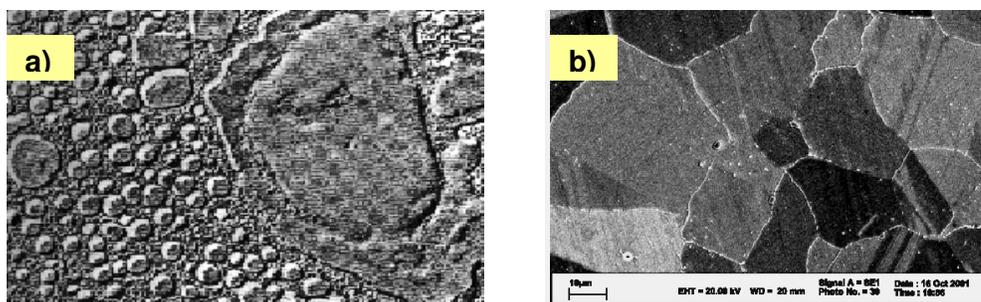


Figura 1 – (a) Carboneto do tipo MC presente numa liga endurecível por γ' . Aumento de 4900X (b) micrografia feita no MES mostra carbonetos precipitados na matriz e contornos de grão, partículas em bloco e precipitados nos contornos de grão são carbonetos do tipo MC e $M_{23}C_6$

Fonte: ZHAO, 2004

3.4.1.2 Carbonetos $M_{23}C_6$

Os carbonetos $M_{23}C_6$ são os carbonetos mais importantes nas superligas porque eles são formados no contorno de grão durante o envelhecimento e aumentam a resistência do contorno de grão para balancear a dureza da matriz (VOORT, 1985). Os carbonetos $M_{23}C_6$ são influenciados em determinação as propriedades mecânicas das ligas à base de níquel (MANKINS, 1990). O envelhecimento das superligas à base de níquel e das superligas de Ni-Fe causa a formação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ nos contornos de grão (VOORT, 1985).

Segundo STOLLOF (1990) a formação dos carbonetos $M_{23}C_6$ geralmente ocorre, em ligas com teores moderado e alto de Cr, durante o tratamento térmico ou em serviço na faixa de temperatura de 760°C à 980°C. Esta situação parte da degeneração do carboneto MC e do carbono residual na matriz.

Encontramos o carboneto $M_{23}C_6$ usualmente em contornos de grãos, mas também podemos encontrá-lo, ocasionalmente, ao longo de bandas de maclas, falhas de empilhamento e na extremidade de maclas (STOLLOF, 1990).

A figura 2 representa bem a formação dos carbonetos MC e $M_{23}C_6$.

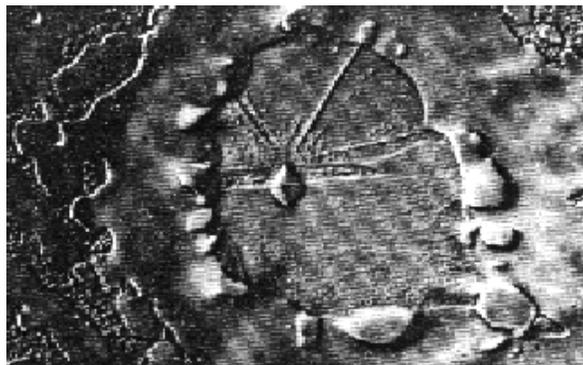


Figura 2 – Ao centro um carboneto, formato diamante, MC cercado por carbonetos do tipo $M_{23}C_6$.

3.4.1.3 Carbonetos M_6C

Os carbonetos M_6C também se caracterizam por blocos formados em contornos de grão que podem ser usados para controlar o tamanho do grão. Outra forma encontrada desse carboneto é no padrão Widsmantäntten por todas as partes

do grão. Este carboneto pode prejudicar a ductilidade e a resistência a ruptura (VOORT, 1985). Eles se formam, também, em temperatura um pouco maiores que os carbonetos $M_{23}C_6$, ou seja, em temperatura entre 815 °C a 980 °C (ROCHA, 1995).

PÉREZ (2005) em seu trabalho de caracterização de ligas de níquel encontrou carbonetos do tipo M_6C , com a formação de Mo_6C , no interior dos grãos e de $M_{23}C_6$, $Cr_{23}C_6$, nos contornos de grão do material de solda E-505. Esta formação está registrada na figura 3.

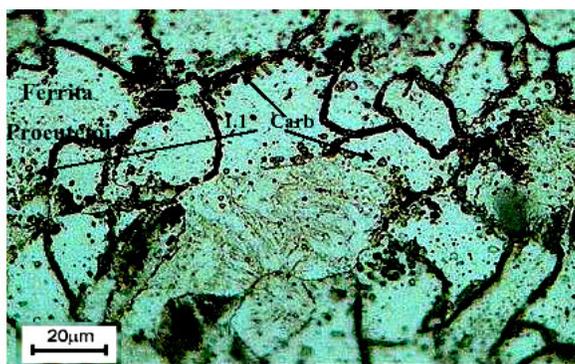


Figura 3 – Carbonetos $M_{23}C_6$ e M_6C em Inconel 625

Fonte: PÉREZ, 2005

3.4.1.4 Carbonetos M_7C_3

Os carbonetos M_7C_3 , predominantemente Cr_7C_3 , formam intergranularidades e são considerados benéficos às ligas se precipitados como partículas discretas. Eles podem causar fragilização se aglomerarem formando contínuos filmes no contorno de grão. Esta condição ocorrerá em torno de um período extenso de tempo à temperaturas elevadas. Eles não são muito observados em superligas. A presença deste tipo de carboneto é comum em ligas à base de cobalto e Nimonic 80A.

Partículas discretas de contorno de grão realçam as propriedades de ruptura. Tempos longos de exposição de 760 °C à 980 °C causarão precipitação de carbonetos angulares e extremidades geminadas (MANKINS, 1990)

A presença de alguns carbonetos foi observada em regiões de interface entre duas ligas, Inconel 625 como depósito de solda e 9Cr-1Mo como material de

base, no trabalho de PÉREZ (2005). A figura 4 mostra a região com a presença de carbonetos citados acima.

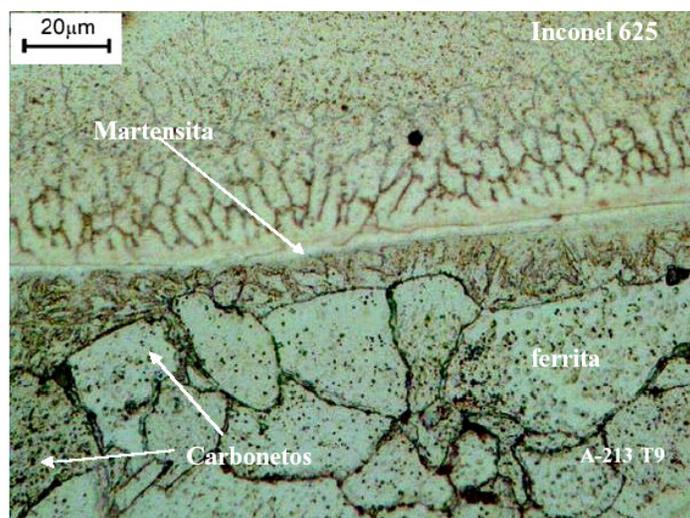


Figura 4 – Micrografia mostrando a interface entre o revestimento de inconel 625 e o tubo A-213 T9 (9Cr-1Mo)

Fonte: PÉREZ, 2005

3.5 Ligas Endurecidas por precipitação

A precipitação é um processo que tem início pela nucleação de novas fases através do mecanismo de difusão de soluto. Os precipitados ou partículas de novas fases são formados a partir da matriz consumida durante a transformação.

A precipitação do γ' , $Ni_3(Al,Ti)$ em uma matriz de alto níquel proporciona significativo reforço para o material. Esta única fase intermetálica tem uma estrutura CFC similar à matriz e uma constante rede tendo 1% ou muito menos desencontro na rede com a matriz γ (MANKINS,1990).

O endurecimento das ligas pela precipitação γ' é uma função do tamanho da partícula γ' . A dureza da liga aumenta com o tamanho do grão da partícula que é uma função da temperatura e tempo. Vários fatores contribuem para a intensidade do endurecimento, dos quais alguns deles serão citados nos parágrafos seguintes (MANKINS,1990).

A precipitação de γ' da matriz supersaturada produz um aumento no endurecimento com o aumento da temperatura de precipitação acima da temperatura de super envelhecimento e temperatura de crescimento de grão. A

dureza da liga aumenta com o tamanho do grão que é uma função da temperatura e tempo. (MANKINS,1990).

O percentual de volume do γ' precipitado também é importante porque a resistência à temperatura elevada aumenta com a quantidade da fase presente. Temos como fortes formadores de precipitação γ' os elementos alumínio, titânio, nióbio e tântalo. À medida que o grão cresce a resistência efetiva de γ' diminui acima de $0,6 T_m$. Para retardar o crescimento do grão, elementos podem ser adicionados para aumentar o volume percentual de γ' ou uma grande porção de elementos de difusão lenta tais como nióbio ou tântalo para formar o precipitado desejado (MANKINS,1990).

Podem ocorrer outras transformações da fase γ' para outro precipitado (Ni_3X) se a liga for supersaturada em titânio, nióbio ou tântalo. Segue como exemplo a fase meta estável γ' rica em tântalo que pode se transformar para (Ni_3Ti) ou η e uma fase hexagonal compacta. A formação da fase η pode alterar as propriedades mecânicas, sendo que o efeito da fase deve ser determinado sobre uma liga individual base. Outro exemplo de transformação segue com o excesso de nióbio que resulta na transformação da fase metaestável η para a fase γ' de estrutura tetragonal de corpo centrado e, por último, para a fase ortorrômbica Ni_3Nb em equilíbrio.

As fases γ' e γ'' juntas podem estar presentes nos picos de dureza, uma vez que a transformação para o crescimento de grão, Ni_3Nb , resulta numa diminuição na dureza. As fases precipitadas são funções da composição química e do tratamento térmico de exposição da aplicação em serviço (MANKINS,1990).

As ligas a base de níquel estão propensas a precipitação de fases de ordem geométrica de empacotamento fechado γ' e η . (VOORT, 1985)

O tamanho do grão grosseiro é um parâmetro microestrutural importante. Tamanhos de grãos finos normalmente proporcionam propriedades superiores para a temperatura ambiente, tais como a resistência à fadiga. O tamanho do grão grosseiro geralmente rende melhores resistência a fluência em temperaturas elevadas, embora inferior a outros tipos de carregamento que pode sofrer. O tamanho do grão também afeta as precipitações de carbonetos nos contornos de grãos (VOORT, 1985).

A figura 5 mostra os precipitados γ' numa superliga a base de níquel.

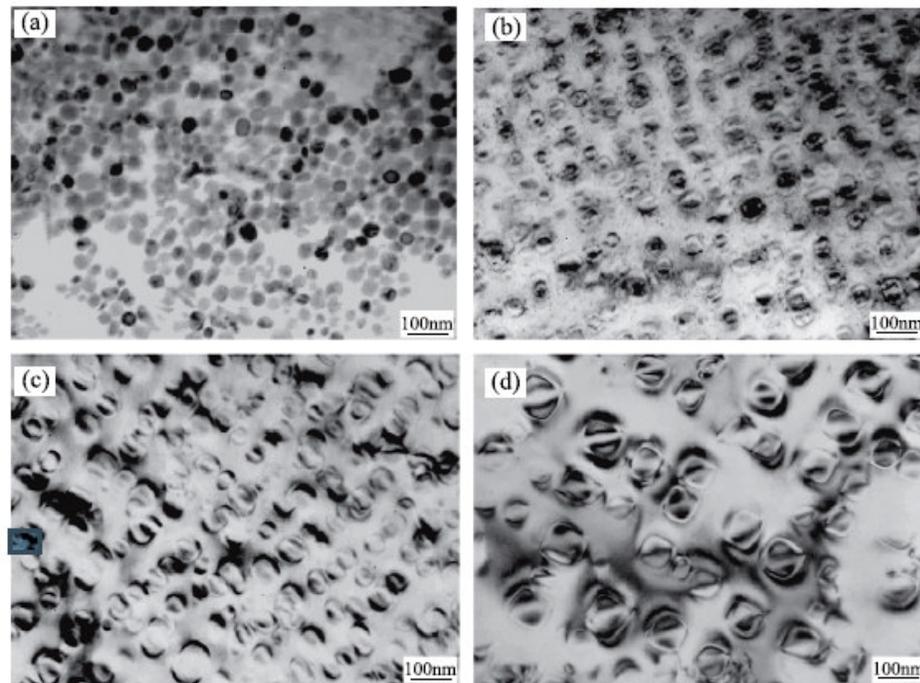


Figura 5 – Micrografia em microscópio eletrônico de transmissão dos precipitados γ' numa superliga a base de níquel envelhecida à 704°C (fotos a e b) e envelhecidas à 760°C (fotos c e d) por 1000 e 4000h (ZHAO, 2004).

3.6 Fases Presentes em Ligas Resistentes ao Calor

Todas as ligas de níquel têm uma matriz austenítica (fase γ) que é endurecida por solução sólida e por precipitação de carbonetos. Algumas fases serão aludidas nesse trabalho para ampliar nosso conhecimento sobre a microestrutura dos materiais que são abordados nesta pesquisa.

3.6.1 Fase γ'

A fase gama linha, γ' , de fórmula Ni_3Al ou $Ni_3(Al,Ti)$ é uma super-rede que possui estrutura ordenada do tipo $L1_2$, CFC (VOORT, 1989) e embora ocorra substituição elementar considerável, por exemplo, cobalto e/ou cromo substituindo parte do níquel, e o titânio substituindo uma parte do alumínio. O ferro pode substituir o níquel ou o alumínio. Os parâmetros de rede do γ e γ' são similares, resultando na coerência, que conta para os valores de γ' como o principal

agente endurecedor das superligas de níquel-ferro e à base de níquel (VOORT, 1985).

O γ' é esférico em base de níquel-ferro e em algumas das ligas antigas com base de níquel, tais como Nimonic 80A e Waspaloy. Experimentos têm mostrado que variações no conteúdo de molibdênio e na razão alumínio/titânio podem mudar a morfologia do γ' . Com o aumento do desarranjo γ/γ' ocorrem as mudanças na seguinte ordem: esférica, globular, bloco, cuboidal. Quando o desarranjo da rede γ/γ' é alto, prolongada a exposição acima de 700°C causa a formação de fases indesejáveis como a fase η e δ (VOORT, 1985). Zhao, 2004, fez um estudo no crescimento de grão com γ' e comportamentos das superligas a base de níquel endurecidas por precipitação e mostra as morfologias presentes do γ' .

Um modelo de evolução microestrutural de uma fase ordenada γ' durante o envelhecimento foi apresentado por Grosdidier et al e PINHO (2001) com a seqüência das formas dos precipitados em crescimento livre, figura 6.

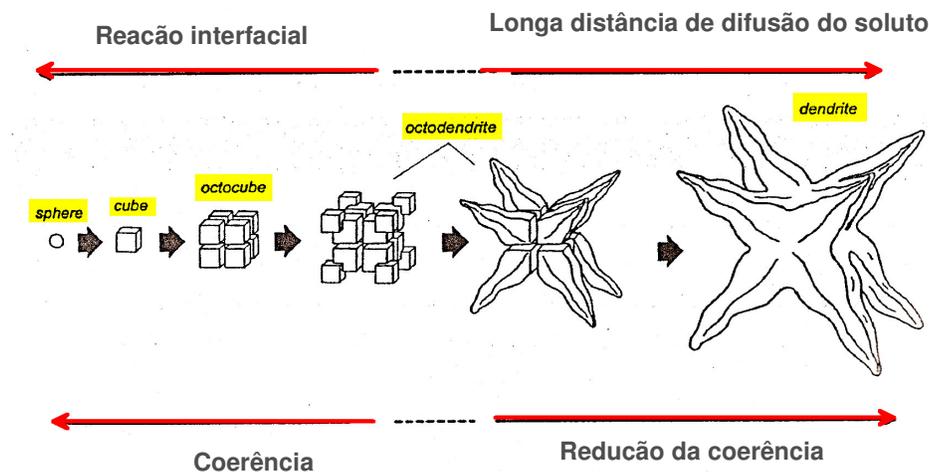


Figura 6 – Evolução morfológica da fase γ' em função de sua coerência.

Fonte: PINHO, 2001.

A figura 7 mostra a fase γ' no diagrama de fases Ni-Al. Esta fase é um componente intermetálico que é estável sobre uma faixa relativamente estreita das composições (STOLLOF, 1990).

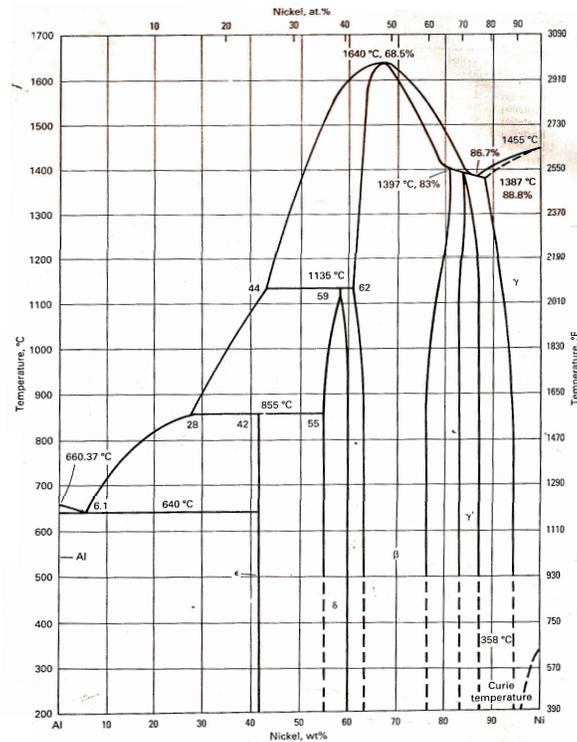


Figura 7 – Diagrama de fases Ni-Al (STOLLOF, 1990)

No estudo feito por GOZIAN, 1991, alguns diagramas de fases isotérmicos para sistemas ternários nas ligas Ni-Cr-Mo foram elaborados. Na figura 8 abaixo é possível verificar um diagrama desse sistema com as possíveis fases existentes quando o material é submetido a temperatura de 700°C com tempo de exposição por 129 horas.

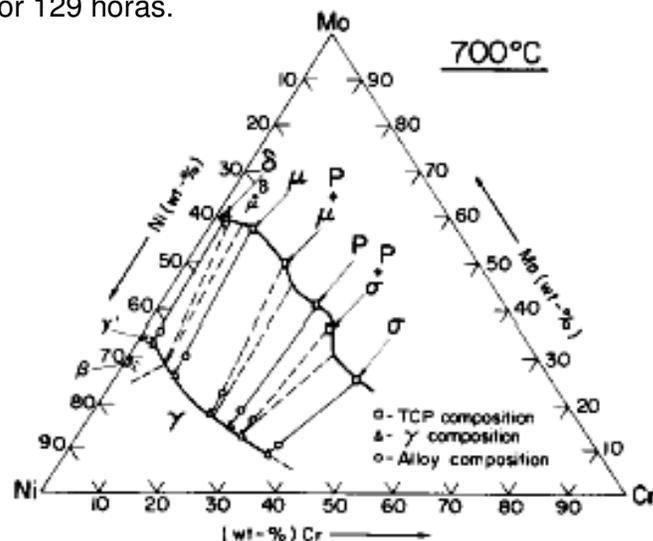


Figura 8 – Diagrama ternário de fases isotérmico em liga Ni-Cr-Mo

Fonte: GOZIAN, 1991.

3.6.2 Fase γ'

A fase gama duas linhas (γ') é constituída de uma estrutura cristalina TCC tendo como sua composição o Ni_3Nb . O γ' presente nas superligas a base de Ni-Fe contendo nióbio é encontrado pela sua morfologia em forma de disco e pela sua precipitação bem definida em relação a matriz austeníticas de $[001]_{\gamma'} \parallel \langle 001 \rangle_{\gamma}$ e $\{100\}_{\gamma'} \parallel \{001\}_{\gamma}$. A sua importância como fase endurecedora foi conhecida com a introdução do Inconel 718, embora tenha encontrado restrições nessa liga em temperaturas abaixo de 700°C devido a sua instabilidade. Outras ligas endurecidas pelo γ' são o Inconel 706 e Udimet 630 (VOORT, 1985).

A identificação da fase γ' não é fácil, técnicas especiais devem ser utilizadas para a sua detecção, tais como a utilização da microscopia eletrônica de transmissão (MET) com campo escuro pois a fase γ' é mais brilhante (VOORT, 1985).

3.6.3 Fase eta (η)

Esta fase tem uma estrutura cristalina hexagonal compacta e possui como sua composição o Ni_3Ti . A fase eta (η) pode ser encontrada nas ligas de duas formas, a primeira nos contornos de grão em que se pode desenvolver como um constituinte celular, similar a perlita, com lamelas alternadas de γ e η . A segunda forma será intergranularmente em que surge como placas de Widmanstätten.

A fase eta pode se formar nas superligas a base de níquel, cobalto e níquel-ferro, especialmente em quantidades com a razão de titânio/alumínio alto que foram expostos às temperaturas elevadas (VOORT, 1985).

3.6.4 Fase Laves

A fase Laves é uma fase TCP, tetraedricamente compacta, que possui uma estrutura cristalina MgZn_2 hexagonal com uma composição do tipo AB_2 . Essa fase é mais comum de ser observada nas ligas a base de Fe-Ni como partículas intergranulares grosseiras. Sendo que precipitações intergranulares podem ocorrer.

Geralmente, as fases TCP's são principalmente compostas pelos elementos Ni, Cr, Mo, Co, W e Re. Infelizmente esta lista contém os elementos que são mais eficazes em resistência conferindo para a fluência. Desta forma, qualquer precipitação de TCP durante o serviço deve empobrecer a matriz destes elementos e reduzir seu efeito de endurecimento sólido. Além disso, os precipitados TCP podem delaminar na zona de fratura e a precipitação de TCP's em altas temperaturas é freqüentemente associada com a formação de vazios que podem potencialmente agir como pontos de partida para a fratura (RAE E REED, 2001).

A fórmula geral da fase Laves é $(Fe, Cr, Mn, Si)_2(Mo, Ti, Nb)$ e os exemplos mais típicos de serem encontrados são os Fe_2Ti , Fe_2Nb e Fe_2Mo . Uma quantidade excessiva prejudica a ductilidade em baixa temperatura, contudo as propriedades de fluência não são grandemente afetadas (VOORT, 1985).

PÉREZ (2005) na liga de inconel 625 depositada como material de solda no passe de raiz na união de um tubo de 9Cr-1Mo identificou a fase Laves. A figura 9 mostra a micrografia e o espectro de EDS feito sobre o precipitado no passe de raiz com o pico elevado de nióbio e molibidênio e presença de ferro e silício que podem indicar a presença da fase laves.

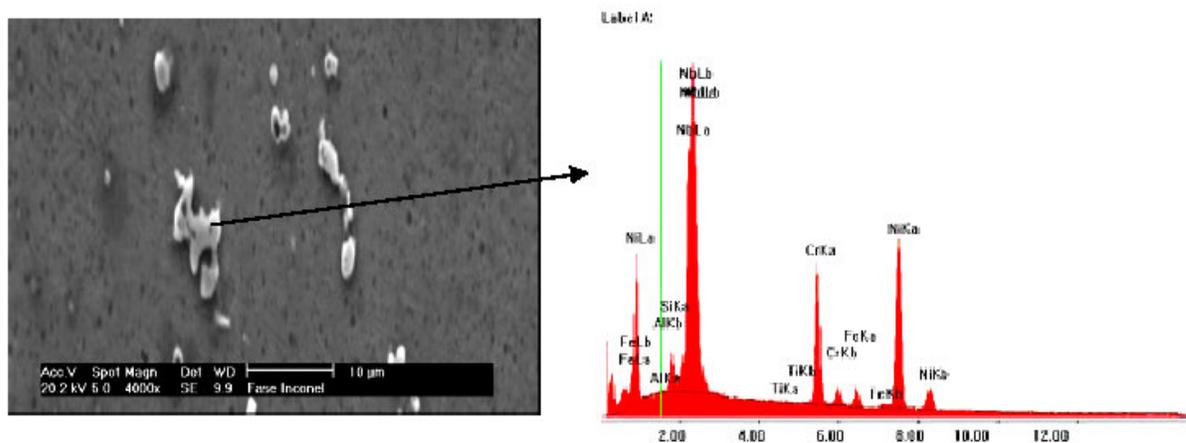


Figura 9 — Microestrutura do passe raiz e EDS de precipitado

Fonte: PÉREZ, 2005.

3.6.5 Fase Sigma (σ)

A fase sigma é uma segunda fase tetragonal intermetálica topologicamente fechada (TCP) com uma ampla faixa de composições. Várias

morfológicas podem ser encontradas, algumas das quais são prejudiciais para as propriedades das ligas de níquel, como em forma de placas ou presentes em contornos de grão. Na forma de placas podem levar a formação de trincas (STOLLOF, 1990).

3.7 Evolução Microestrutural

SIMS caracterizou a evolução microestrutural das superligas de níquel ao longo do tempo, desde o ano de 1940, através de um diagrama esquemático que mostra as fases e carbonetos que podem estar presentes, sejam elas desejáveis ou não. Este diagrama é representado pela figura 10.

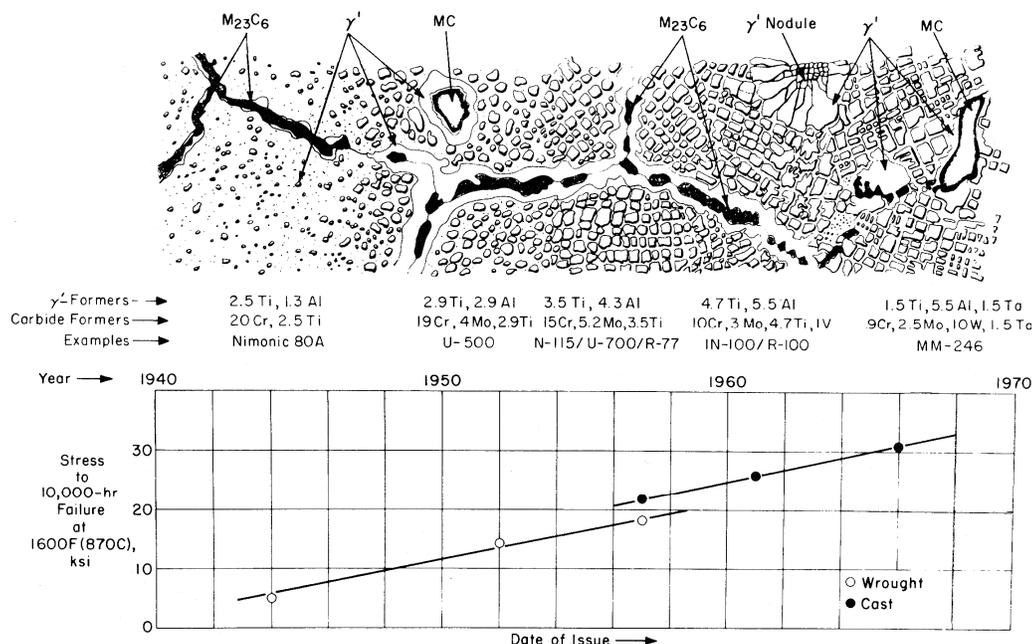


Figura 10 – Diagrama esquemático da evolução microestrutural das superligas de níquel.

Fonte: SMITH, 1993.

SIMS, também, apresentou outro diagrama ilustrando o desenvolvimento progressivo das superligas a base de níquel, figura 11.

Year →	1940	1950	1960	1970
Undesirable phase or structure	Cellular $M_{23}C_6$	None	Sigma phase	None yet
Characteristics	$M_{23}C_6$ grown in cells with γ interlayers	—	Hard TCP phase usually occurs as plates similar to μ or Laves	—
Effect on alloy	Shortened rupture life	—	Shortened rupture life, low-temperature brittleness	—
Cause	Poor control of microstructure	—	Poor control of alloy chemistry	—
Cure	Improve heat treatments	—	Control chemistry through "Phacomp"	—

γ -Formers →	2.5Ti, 1.3Al	2.9Ti, 2.9Al	3.5Ti, 4.3Al	4.7Ti, 5.5Al	1.5Ti, 5.5Al, 1.5Ta
Carbide Formers →	20Cr, 2.5Ti	19Cr, 4Mo, 2.9Ti	15Cr, 5.2Mo, 3.5Ti	10Cr, 3Mo, 4.7Ti, IV	9Cr, 2.5Mo, 10W, 1.5Ta
Examples →	Nimonic 80A	U-500	N-115/U-700/R-77	IN-100/R-100	MM-246

Figura 11 – Diagrama esquemático do desenvolvimento das superligas de níquel.

Fonte: SMITH, 1993.

3.8 Inconel 625

A liga de inconel 625 é derivada do efeito endurecedor do molibdênio e nióbio em sua matriz de níquel-cromo, que dispensa a necessidade de tratamento para endurecimento por precipitação. Esta combinação de elementos também é a responsável pela resistência superior a ampla faixa de ambientes corrosivos e severidades incomuns, tais como a oxidação e carbonetação nas temperaturas elevadas.

A liga de inconel 625 é uma liga de matriz endurecida por solução sólida de ordem cúbica face centrada, CFC. A liga pode conter vários carbonetos que são inerentes neste tipo de liga. Os carbonetos que podem ser encontrados são o MC e M_6C (rico em níquel, nióbio, molibdênio e carbono). O carboneto $M_{23}C_6$ aparece em material exposto a baixas temperaturas.

O efeito endurecedor que ocorre no material exposto na faixa centrada de aproximadamente 649 °C (1200 °F) é devido à lenta precipitação de uma fase rica em níquel-nióbio ou fase γ . Esta fase gradualmente se transforma para uma fase ortorrômbica (Ni_3Nb) quando a liga é aquecida por longos períodos na faixa de temperatura intermediária.

Extensas investigações de estabilidade da liga 625 seguindo a exposição por grandes períodos na faixa de temperatura de aproximadamente 538 °C (1000 °F) à 982 °C (1800 °F) tem mostrado a ausência completa da fase intermetálica da faixa de fragilização tal como a fase sigma.

As ligas a base de níquel como Hastalloy C-4 e C-276, também o Inconel 625 e 718 foram desenvolvidos para resistir a alta temperatura e a ambientes corrosivos em turbinas a gás e plantas químicas. Estas ligas comerciais não contêm fases topologicamente fechadas (TCP) na condição de recozido. Após a soldagem, fases TCP como a fase sigma e fase Laves aparecem na microestrutura do metal de solda como consequência da solidificação em não-equilíbrio ou após a exposição prolongada às altas temperaturas. A presença dessas fases pode afetar as propriedades mecânicas e de corrosão do material (Ogborn, 1995).

3.9 Solidificação da Estrutura na Solda de Superligas de níquel

A solidificação da estrutura na solda altamente ligada com as superligas à base de níquel, cobalto e ferro é geralmente precedido de segregação de um ou mais elementos dissolvidos durante a solidificação. Em soldas martensíticas, a solidificação da estrutura pode se inferir pela distribuição heterogênea de precipitados γ' . Superligas a base de níquel com baixo alumínio e titânio são considerados de fácil soldabilidade (HUPPI).

A tabela 4 é uma lista razoável de ligas que têm encontrado aplicações como materiais para altas temperaturas e que têm demonstrado algum grau de soldabilidade (LINGENFELTER).

Tabela 4 – Superligas e suas aplicações à altas temperaturas.

Alloy	Composition, %											Other
	Ni	Cr	Co	Fe	Mo	Ti	W	Nb	Al	C		
Solid-solution nickel-base alloys												
Hastelloy N	72.0	7.0	...	5.0 max	16.0	0.5 max	0.06
Hastelloy S	67.0	15.5	...	1.0	15.5	0.2	0.02 max	0.02 La	...
Hastelloy X	49.0	22.0	1.5 max	18.5	9.0	...	0.6	...	2.0	0.15
Haynes 230	bal	22	0-5	0-3	2	...	14	...	0.3	0.1	0.5 Mn, 0.4 Si, 0.02 La, 0.005 B	...
Inconel 600	76.0	15.5	...	8.0	0.08	0.25 Cu max	...
Inconel 601	60.5	23.0	...	14.1	1.35	0.05	0.5 Cu max	...
Inconel 617	55.0	22.0	12.5	...	9.0	1.0	0.07
Inconel 625	61.0	21.5	...	2.5	9.0	0.2	...	3.6	0.2	0.05
Precipitation-hardenable nickel-base alloys												
GMR-235	63.0	15.5	...	10.0	5.25	2.0	3.0	0.15	0.06 B	...
Inconel 702	79.5	15.5	...	0.4	...	0.7	3.4	0.04
Inconel 706	41.5	16.0	...	37.5	...	1.75	...	2.9(a)	0.2	0.03
IN-713C	74.0	12.5	4.2	0.8	...	2.0	6.0	0.12	0.012 B, 0.10 Zr	...
Inconel 718	52.5	19.0	...	18.5	3.0	0.9	...	5.0	0.5	0.08 max	0.15 Cu max	...
Inconel 722	75.0	15.5	...	7.0	...	2.5	0.7	0.04
Inconel X-750	73.0	15.5	...	7.0	...	2.5	...	1.0	0.7	0.04	0.25 Cu max	...
Incoloy 901	42.5	12.5	...	36.2	6.0	2.7	0.10 max
M-252	56.5	19.0	10.0	<0.75	10.0	2.6	1.0	0.15	0.005B	...
René 41	55.0	19.0	11.0	<0.3	10.0	3.1	1.5	0.09	0.01 B	...
Udimet 700	53.0	15.0	18.5	<1.0	5.0	3.4	4.3	0.07	0.03 B	...
Waspaloy	57.0	19.5	13.5	2.0 max	4.3	3.0	1.4	0.07	0.006 B, 0.09 Zr	...
Solid-solution iron-base alloys												
16-25-6	25.0	16.0	...	50.7	6.0	0.06	1.35 Mn, 0.70 Si	...
17-14 CuMo	14.0	16.0	...	62.4	2.5	0.3	...	0.4	...	0.12	0.75 Mn, 0.50 Si, 3.0 Cu	...
19-9 DL	9.0	19.0	...	66.8	1.25	0.3	1.25	0.4	...	0.30	1.10 Mn, 0.60 Si	...
Incoloy 800	32.5	21.0	...	45.7	...	0.38	0.38	0.05
Incoloy 800H	33.0	21.0	...	45.8	0.08
Incoloy 800HT	32.5	21	...	46	...	0.4	0.4	0.08	0.8 Mn, 0.008 S, 0.5 Si, 0.4 Cu	...
Incoloy 801	32.0	20.5	...	46.3	...	1.13	0.05
Incoloy 802	32.5	21.0	...	44.8	...	0.75	0.58	0.35
Multimet (N-155)	20.0	21.0	20.0	32.2	3.0	...	2.5	1.0	...	0.15	0.15 N, 0.02 La, 0.02 Zr	...
RA 330	36.0	19.0	...	45.1	0.05
Precipitation-hardenable iron-base alloys												
A-286	26.0	15.0	...	55.2	1.25	2.0	0.2	0.04	0.005 B, 0.3 V	...
Discoloy	26.0	14.0	...	55.0	3.0	1.7	0.25	0.06
Haynes 556	21.0	22.0	20.0	29.0	3.0	...	2.5	0.1	0.3	0.10	0.50 Ta, 0.02 La	...
Incoloy 903	0.1 max	38.0	15.0	41.0	0.1	1.4	...	3.0	0.7	0.04
Incoloy 909	38	...	13	42	...	1.5	...	4.7	0.03	0.01	0.4 Si	...
Incoloy 925	44	21	...	28	3	2.1	0.3	0.01	1.8 Cu	...
Solid-solution cobalt-base alloys												
Haynes 25 (-605)	10.0	20.0	50.0	3.0	15.0	0.10	1.5 Mn	...
Haynes 188	22.0	22.0	37.0	3.0 max	14.5	0.10	0.04 La	...
S-816	20.0	20.0	42.0	4.0	4.0	...	4.0	4.0	...	0.38
Stellite 6B	1.0	30.0	61.5	1.0	4.5	1.0
UMCo-50	...	28.0	49.0	21.0	0.12 max
Precipitation-hardenable cobalt-base alloys												
AR-213	0.5 max	19.0	65.0	0.5 max	4.5	...	3.5	0.17	6.5 Ta, 0.15 Zr, 0.1 Y	...
MP-35N	35.0	20.0	35.0	...	10.0
MP-159	25.0	19.0	36.0	9.0	7.0	3.0	...	0.6	0.2

(a) Nb + Ta

Fonte: LINGENFELTER

3.9.1 Efeito da soldagem sobre o funcionamento e propriedades

Os ciclos térmicos introduzidos no processo de soldagem podem significativamente alterar as propriedades físicas dos materiais de bases na região de solda. O calor da soldagem pode resultar em solubilização de precipitados de endurecimento como a fase delta ou os carbonetos, que definem a resistência, a ductilidade, a resistência a corrosão, o tamanho de grão ou outras propriedades do material. Temperaturas imediatamente adjacentes à solda alcançarão e excederão a temperatura de recristalização, resultando no crescimento do grão e eliminação do trabalho de deformação retido de tratamento termomecânico (LINGENFELTER).

A interação da liga com o processo de soldagem pode introduzir micro e, em alguns casos, macro trincas no metal de base, na solda ou após o tratamento térmico subsequente. Variáveis como o tamanho de grão, a composição química e nível de tensão têm ligação a sensibilidade dos materiais para a trinca no metal de base.

Para a fissura ocorrer o ciclo térmico deve permitir endurecimento suficiente para que a tensão imposta possa causar a trinca. A raiz do problema de trinca por fragilização do ponto de vista metalúrgico é a precipitação γ' . A soldabilidade é dependente da faixa e quantidade de precipitação γ' (THOMPSON).

Infelizmente a ZAC não pode ser protegida das trincas de fragilização como o metal de base. O processo de soldagem produz ciclos térmicos invariáveis na ZAC que adiciona alguns constituintes de fragilização dentro da solução. Durante o resfriamento ou reaquecimento esses constituintes podem re-precipitar, fragilizando e produzindo condições suscetíveis para a trinca (THOMPSON).

Um dos parâmetros que afetam a segregação da trinca é o tamanho do grão. O tamanho de grão grande promove a segregação de trinca, isto pode ser observado pela figura 12 (LINGENFELTER).

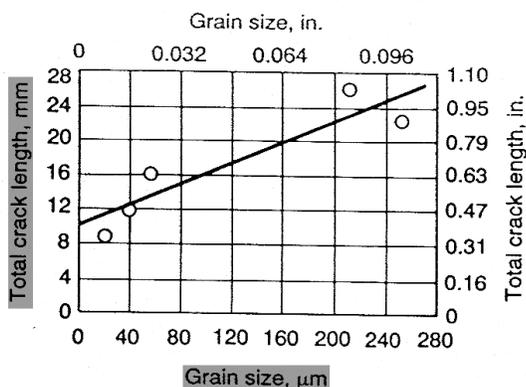


Figura 12 – comprimento total da trinca versus o tamanho do grão para mostrar o efeito da microtrinca na liga 718.

A segregação das trincas é sensível à quantidade e localização dos precipitados de segunda fase. O tamanho dos precipitados na zona afetada pelo calor (ZAC) assim como a localização relativa para a posição do contorno de grão muda durante o ciclo térmico de soldagem. Os precipitados, especialmente aqueles suscetíveis a segregação constitucional, dissolvem durante o ciclo térmico (LINGENFELTER).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

4.1.1 Material para estudo

Neste trabalho a refinaria de petróleo Replan da empresa Petrobrás forneceu um corpo de prova correspondendo a uma seção soldada do tubo de 9Cr-1Mo de especificação ASTM A-213 grade T9 utilizado no forno de destilação.

4.1.2 Equipamentos para Ensaio Metalográficos

- Lixadeira
- Politriz
- Microscópio Ótico
- Microscópio Eletrônico de Varredura
- Máquina Fotográfica Digital
- Difrátômetro

4.1.3 Equipamento para Tratamento Térmico

- Forno de Mufla

4.2 Metodologia

4.2.1 Material como recebido

O tubo com a especificação ASTM A-213 T9 foi soldado pela Replan especialmente para o estudo a ser aplicado sobre o seu material. O procedimento de soldagem segue as normas e padrões estabelecidos pelo fornecedor do material e

as exigências cabíveis ao procedimento de soldagem. Os passos do procedimento de soldagem do tubo foram executados conforme a descrição e figura 13 abaixo:

- Passo 1 - O material é constituído de um tubo de metal base 9Cr-1Mo e uma camada de alumínio.

- Passo 2 – Nessa etapa foi usinado o chanfro e a extremidade interna que possuía uma profundidade de 2,5mm e comprimento de aproximadamente 30mm.

- Passo 3 - Na extremidade usinada foi feito um depósito de solda, aplicado pelo processo ER (Eletrodo revestido), fazendo uma almofada de Inconel 625, utilizando eletrodo E-NiCrMo-3.

- Passo 4 -O passe raiz (PR) e o primeiro passe de enchimento (P₁) foram realizados também com Inconel 625, mas com a vareta ER-NiCrMo-3 pelo processo TIG.

- Passo 5 - Os passes de enchimento (P₂ e P₃) e acabamento (P₄, P₅, P₆, P₇ e P₈) foram executados utilizando o processo ER com o eletrodo E-505-15. Nas etapas de enchimento e conclusão da soldagem a temperatura de interpasses foi controlada.

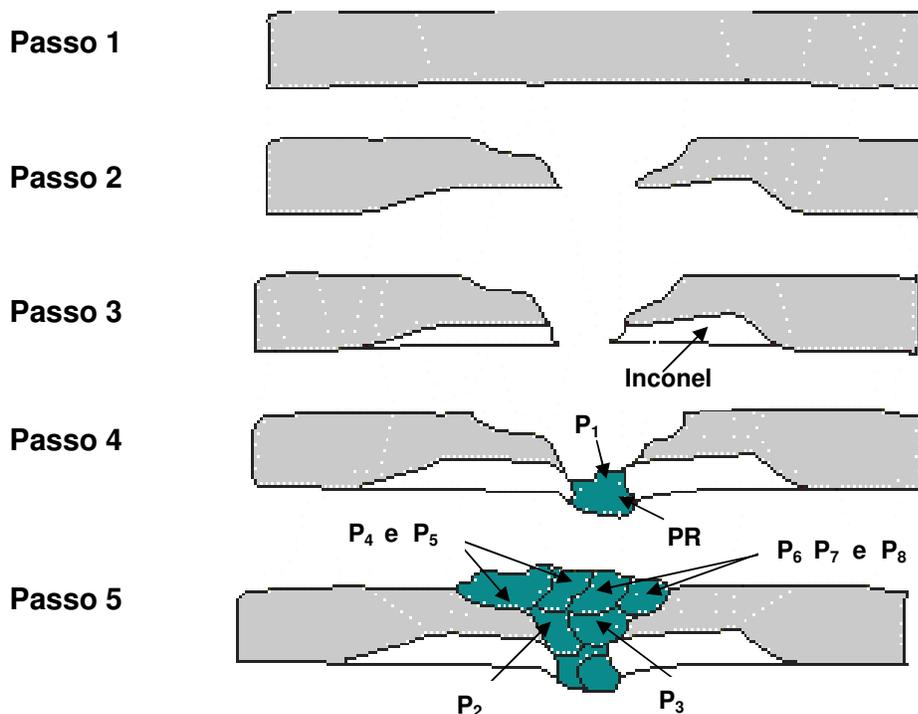


Figura 13 – Procedimento de Soldagem do tubo 9Cr-1Mo

Após a execução de soldagem foi aplicado um tratamento térmico para alívio das tensões numa temperatura na faixa de 700°C - 750°C por um período de 02 horas aproximadamente.

No recebimento do material o tubo, após inspeção visual, não apresentava qualquer tipo de revestimento e sua condição superficial se mostrava sem sinais de corrosão ou erosão. Este fato pode ser observado na figura 14.



Figura 14 - Corpo de prova como recebido

Do tubo foram extraídas 12 amostras conforme a figura 15.

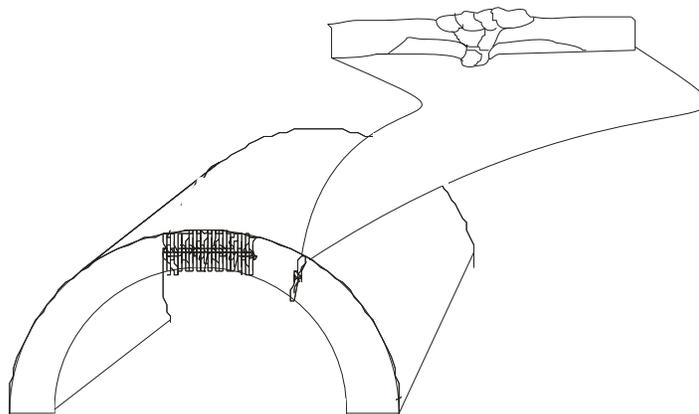


Figura 15– Retirada das amostras

Para a realização dos ensaios metalográficos as 12 amostras foram embutidas a frio em resina acrílica, seguidas de um polimento com papel de carboneto de silício, em granulometria decrescente até 1200, seguido de um polimento com pasta de diamante com granulometria de 6µm a 0,25 µm. Todas as amostras assim preparadas foram submetidas ao ataque químico.

As composições químicas material de base (tubo) e consumíveis (E-NiCrMo-3, ER-NiCrMo-3 e E-505-15) são apresentadas na tabela 5 abaixo.

Tabela 5 – Composição química do tubo e dos consumíveis (% em peso)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb+Ta	Fe	Ti	Al	Cu	Outros
Tubo	0,12	0,63	0,51	0,02	0,00	8,30	0,93			bal				
E-NiCrMo-3	0,10	0,75	1,00	0,03	0,20	20-23	8,00-10,00	55 Min.	3,15-4,15	7,00			0,50	0,50
ER-NiCrMo-3	0,10	0,05	0,50	0,02	0,02	20-23	8,00-10,00	58 Min.	3,15-4,15	5,00	0,40	0,40	0,50	0,50
E-505-15	0,10	0,90	1,00	0,04	0,03	8,00-10,5	0,85-1,20	0,40		bal			0,75	

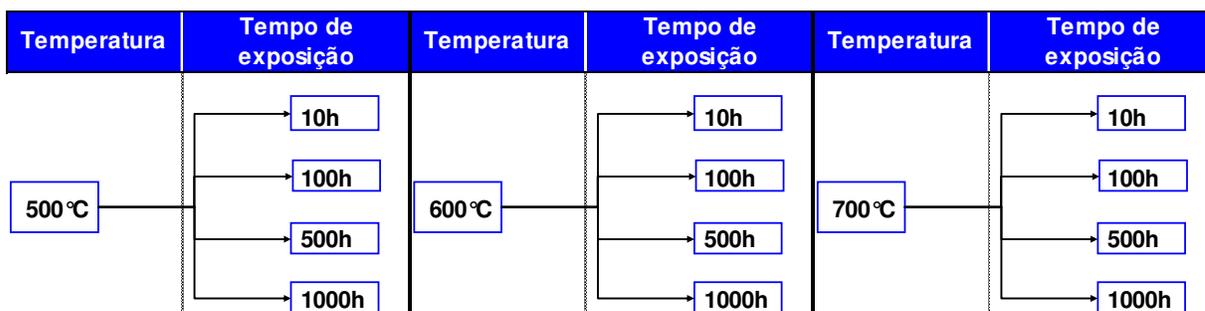
Quando a faixa de variação do elemento não for citada significa que os teores inseridos na tabela são os máximos.

4.2.2 Tratamento Térmico

Para simular as condições de operação do tubo no forno de destilação as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento. Para isso foram inseridas num forno de mufla por um período de 10, 100, 500 e 1000 horas em temperaturas de 500, 600 e 700 °C sendo resfriadas ao ar após a exposição.

A distribuição das amostras para o tratamento térmico é melhor representada na tabela 6 abaixo que relaciona as suas identificações.

Tabela 6 – Identificação das amostras.



4.2.3 Medida de Microdureza

Foram realizadas medidas de microdureza Virckes (HV) na superfície das amostras com as impressões cruzando as diferentes áreas, material de base (tubo ASTM A-313 T9) e depósitos de solda (E-NiCrMo-3, ER-NiCrMo-3 e E-505-15), conforme a Figura 16. O equipamento utilizado para a medição de microdureza foi o “Shimadzu Micro Hardness Tester” série HVM-2.

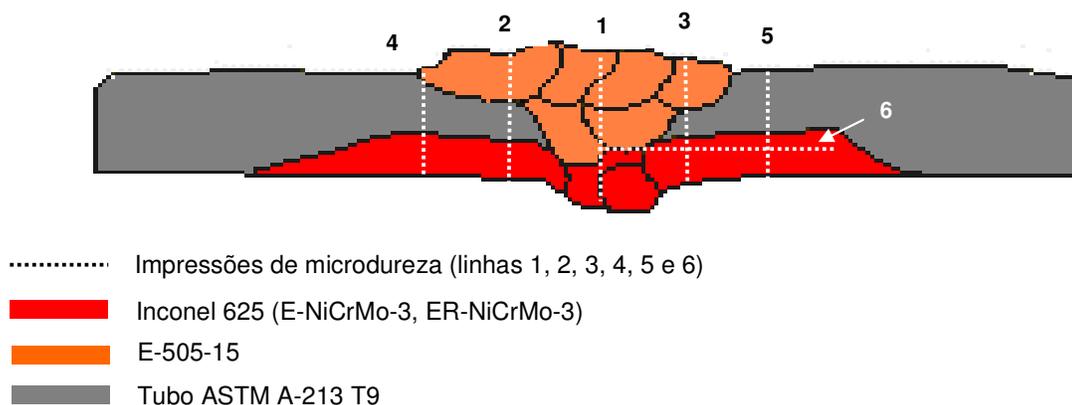


Figura 16 – Impressões de Microdureza

4.2.4 Aplicação da Técnica de EDX

Foi aplicado a técnica da EDX, Energia dispersiva de raios-X, para a determinação qualitativa da composição química do material. O EDX pode quantificar a maioria dos elementos metálicos, havendo limitações na quantificação dos elementos Carbono e Nitrogênio. Esta quantificação decorre da incidência de um feixe de elétrons na superfície da amostra que desloca os elétrons das camadas eletrônicas externa emitindo raios-X que são quantificados por um detector.

4.2.5 Metalografia por Microscopia Ótica (MO)

Após a preparação metalográfica convencional das amostras foi realizado ataque químico com a solução de 15mL de HCl + 10 mL de Ácido Acético + 10 mL de HNO₃ com tempos que variaram entre 4 e 10 segundos para a revelação das microestruturas.

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada por MO com ampliações entre 50X e 1000X, em microscópio ótico Olympus BX51M (equipado com um sistema de coordenadas, que possibilita através de um vernier, a medição da extensão da zona) acoplado com câmera fotográfica digital Evolutin LC colors, adaptador de câmera Olympus U-TVO.5XC-2 e software Image Pro-Plus, versão 4.0.

4.2.6 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As mesmas áreas das amostras em que foram analisadas por microscopia ótica foram utilizadas para a caracterização microestrutural por MEV, em microscópio Philips modelo XL-30 acoplado a um sistema de análise por energia dispersiva de raios-X (EDX) Link analytical QX-2000, utilizando tensão de 20 kV, “spot size” médio de 4,5 e distância de trabalho em 10mm.

4.2.7 Determinação das fases por difração de raios-X

O equipamento utilizado para as medidas de difração foi um difratômetro Philips X'Pert com a aquisição dos dados feito pelo pacote de softwares pertencente ao equipamento. Este pacote é composto pelos seguintes programas: X'Pert Data Collector, X'Pert Graphics and Identify e X'Pert Organizer.

Os parâmetros utilizados para as medidas varridas nas amostras foram:

- Tubo de Co;
- Intervalo de varredura entre os ângulos 16° e 120°;
- Tempo por passo de 1,5s;
- Monocromador (feixe difratado)
- $\Delta 2\theta=0,010^\circ$.

Os ajustes dos picos foram realizados por meio do software Profit versão 1.0. A base dos dados utilizada para determinar os picos das fases foi o banco de dados contido no software PCPDFWIN. Com estes parâmetros foi realizada a varredura no passe de raiz da solda depositada com Inconel 625 (E-NiCrMo-3) e no revestimento de Inconel 625 (E-NiCrMo-3).

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Análise Preliminar

Inicialmente foi feita análise das soldas através de macrografia das amostras que apresentavam em sua superfície impressões de microdureza. Este procedimento seguiu o exemplo de PÉREZ (2005) que identificou as diferentes regiões de solda em sua amostra.

Nesta macrografia é possível ver as regiões de Inconel 625 aplicado no passe raiz, no revestimento com almofada e no segundo passe de enchimento; os passes de enchimento e acabamento com o depósito de solda de E-505 e o material base, A-213 T9. As figuras 17a e 17b mostram a macrografia da amostra 500°C/100h e as impressões de microdureza.

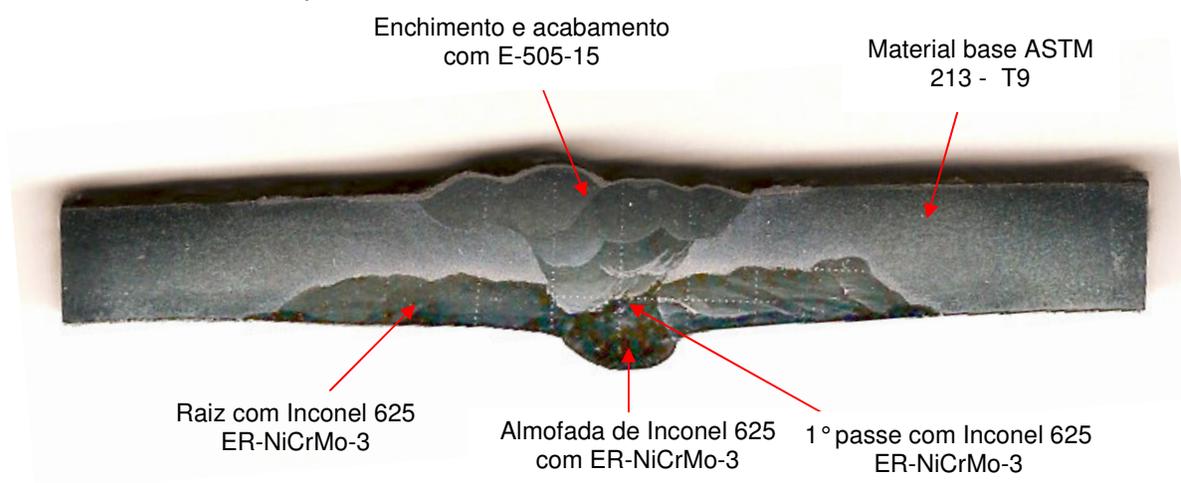
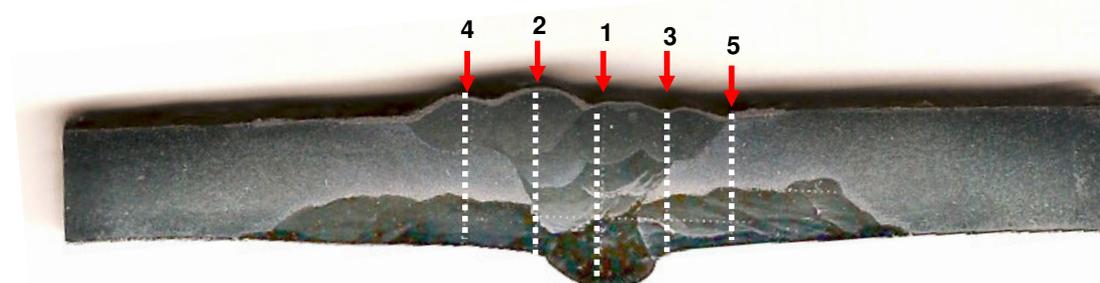


Figura 17a – Macrografia da amostra 500°C/100h mostrando as diferentes regiões.



..... Linhas com Impressões de microdureza enumeradas de 01 à 05

Figura 17b – Identificação das linhas de microdureza.

5.2 Efeitos do Envelhecimento

Os resultados obtidos nos ensaios de microdureza nas amostras serão apresentados a seguir diferenciado-os por temperatura de envelhecimento e/ou por tempos de exposição à essa temperatura.

Para facilitar uma avaliação dos efeitos do envelhecimento estão apresentadas abaixo as características microestruturais da amostra, sem exposição à temperatura, estudada por PÉREZ (2005) onde ele constatou que:

- O revestimento de Inconel apresentou uma quantidade maior de precipitados em função da diluição que houve com o material da tubulação. Estas fases formadas foram identificadas como fases Laves.

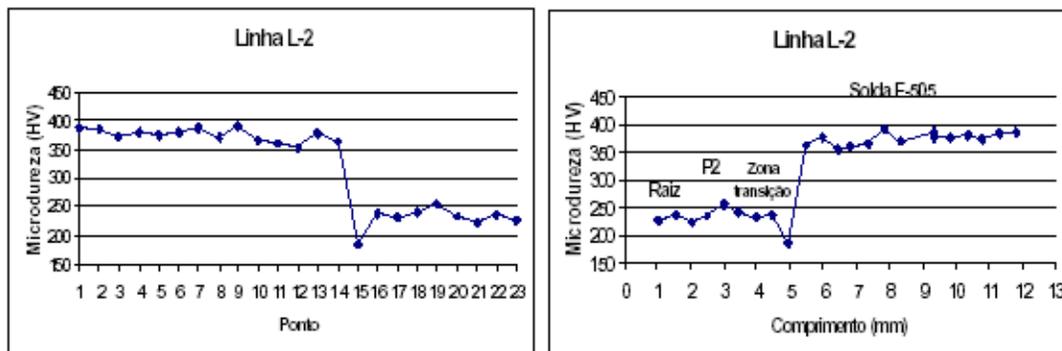
- A formação das segundas fases promove a perda de elementos de liga da matriz.

- Foi percebida a presença de algumas discontinuidades e defeitos na junta soldada, sendo um dos defeitos mais críticos a presença de trinca na região de interface entre o depósito do E-505 com o passe P2. Este defeito fica em uma região de alta concentração de segundas fases identificadas como fases Laves.

- A região de interface entre o revestimento de Inconel 625 e o tubo 9Cr-1Mo apresentou uma microestrutura martensítica, grãos excessivamente grosseiros de ferro alfa e carbonetos.

- Tanto as soldas de enchimento como as de acabamento efetuadas com o eletrodo E-505-15 sofreram diluição com o Ni e o Mo da solda com Inconel. Esta diluição provocou uma mudança da microestrutura de martensítica para austenítica ou talvez uma mistura de ambas.

- O depósito de solda de revestimento com a liga de Inconel 625, com o intuito de fazer uma almofada para a junta da tubulação, apresentou microdureza variando entre 200-300 HV e a contaminação com ferro atingiu valores de até 30%. Estes dados estão na figura 18 e tabela 7.



Microdureza ao longo da linha L-2.

(a) Microdureza em HV x ponto medido; (b) Microdureza em HV x comprimento em mm.

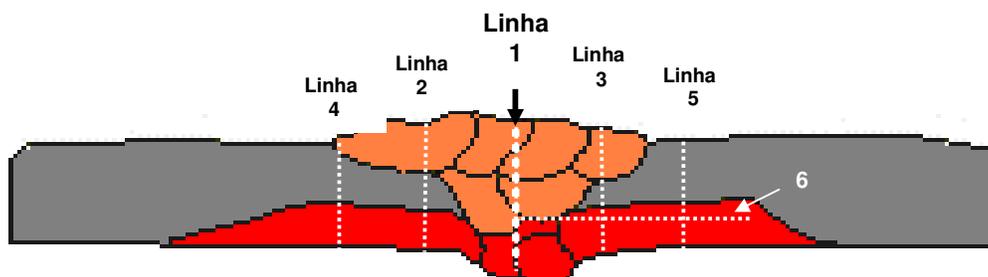
Figura 18 – Microdureza da região de revestimento da amostra sem exposição à temperatura.**Tabela 7 – Resultado da análise da composição química no ponto 15 da região de revestimento da amostra sem exposição à temperatura.**

ponto	Percentual de elemento presente									
	Al	Si	Nb+Ta	Mo	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Co
1	0.23	1.17	0.18	1.45	0.12	9.92	1.17	85.21	0.55	
10	0.34	1.19	0.34	1.13	0.18	8.62	1.09	86.73	0.39	
12	0.08	0.71	2.24	5.94	0.17	19.44	1.07	26.62	42.73	1
15	0.39	1.17	2.2	6.24	0.09	18.53	0.73	30.39	39.81	0.43
17	0.13	0.86	3.7	8.44	0.18	20.85	0.52	14.57	50.56	0.2

Composição química

Estes resultados ajudarão a esclarecer e identificar as mudanças ocorridas nos materiais.

5.3 Comparativo entre os pontos de microdureza da Linha 01, linha central que intercepta as regiões de solda E-505-15 e Inconel 625, referente à amostra submetida a temperatura de 500 °C e exposta por 10h, 100h, 500h e 1000h.



Na amostra submetida à temperatura de 500 °C os resultados obtidos de microdureza foram semelhantes aos resultados apresentados por PÉREZ (2005) na amostra sem exposição à temperatura:

– Nas linhas 01, 02 e 03 de microdureza, figura 19, para a amostra exposta por 1000 horas foi observado uma queda acentuada no valor da microdureza ao mudarmos da região de depósito de solda do E-505 para a região de Inconel;

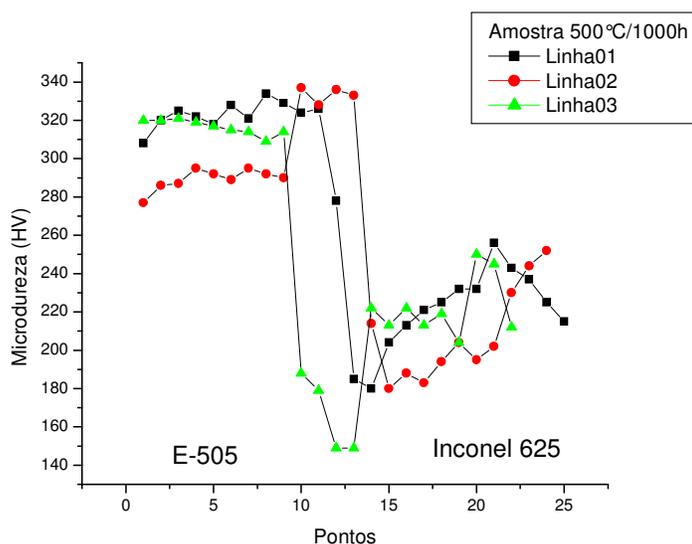


Figura 19 – Microdureza da amostra 500 °C / 1000 horas nas linha 01, 02 e 03.

– Nas linhas 01 e 02 das amostras expostas por 10 horas e 500 horas, também, houve a mesma queda acentuada na região de solda do E-505 para o Inconel, ANEXO ;

– As linhas 01, 02, 03 e 04 da amostra exposta por 100 horas apresentou o mesmo comportamento citado acima;

– Nas linhas 04 e 05 foi identificado um valor mínimo de microdureza na interface entre o Inconel e o material base.

Podemos observar na figura 20 os resultados obtidos para microdureza nos seguintes aspectos:

– É visível a redução de microdureza na região de depósito de solda E-505 à medida que o tempo de exposição do material aumenta, figura 21.

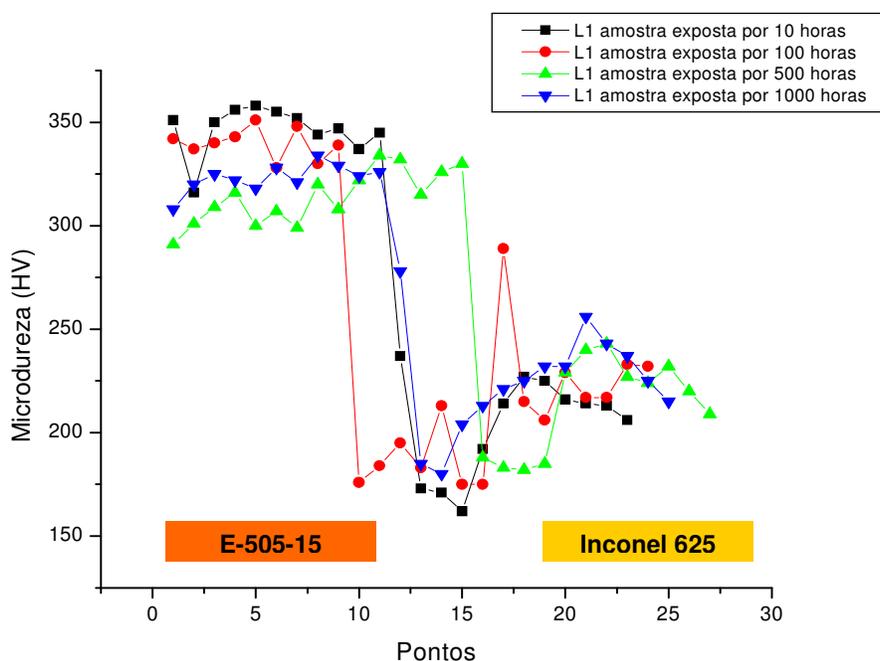


Figura 20 – Comparativo de microdureza da linha 01 da amostra submetida à 500°C

Como nos resultados de PÉREZ (2005) figura 21, nas amostras expostas à temperatura de 500°C, figura 20, também obteve uma queda acentuada em microdureza na região de interface entre o E-505 e o Inconel 625. Uma observação deve ser feita na região de depósito de solda E-505 onde houve uma redução no patamar de microdureza quando comparado com o material sem envelhecimento.

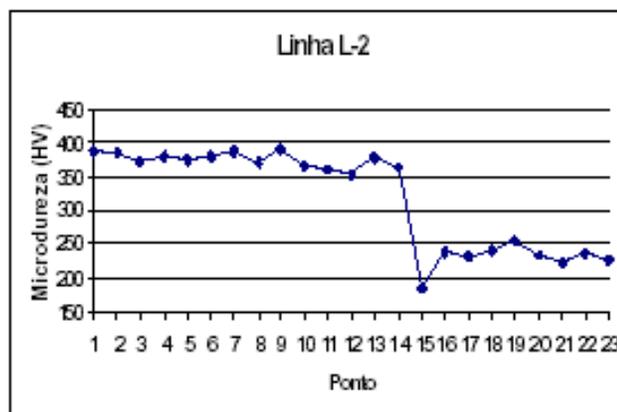


Figura 21 – Comparativo de microdureza da linha 02 da amostra PÉREZ (2005) – material sem exposição à temperatura.

RENK-KAE SHIUE (2001) et al. em seu trabalho observaram a queda acentuada de microdureza na região de interface entre o material de 9Cr-1Mo e o material denominado TNC-70C (liga a base de níquel). Esta região foi apontada por ele como “soft zone” e que teve como observação a diminuição do crescimento desta zona com o emprego do arame de solda à base de níquel.

KOU (1987) mostra o perfil de dureza de uma liga de Inconel 718 que foi soldada em uma condição envelhecido. O abrandamento excessivo da HAZ devido a solubilização é aparente, figura 22. A soldagem na liga à base de níquel envelhecida pode, também, resultar em trinca em áreas adjacentes ao metal de solda.

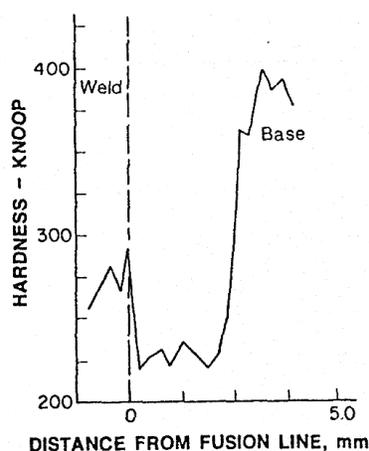


Figura 22 – Perfil de dureza de um Inconel 718 soldado em condição envelhecido. KOU (1987)

A queda no valor de microdureza apresentada nas figura 20 é semelhante a da figura 22.

5.3.1 Avaliação da região de enchimento e acabamento com E-505

Neste trabalho, com o material submetido ao envelhecimento na temperatura de 500 °C, é perceptível a redução de microdureza na região de depósito de solda E-505 para um patamar de microdureza média de 346 HV quando exposto por 10 horas; quando exposto por 100 horas para 340 HV; quando exposto por 500 horas para 316 HV e, finalmente, quando exposto por 1000 horas para 319 HV.

PÉREZ (2005) identificou em seu material um patamar de microdureza para o E-505 oscilando ente 374 HV à 405 HV.

Uma das explicações para a diminuição da microdureza segundo ZHAO (2003) é devido a diferença da faixa de crescimento dos precipitados γ e do aumento na temperatura de envelhecimento.

No depósito de solda de Inconel 625 a microdureza do material tem um comportamento contrário ao do E-505, isto é, seu valor de microdureza aumenta gradativamente com o tempo de exposição da amostra. A microdureza média para a amostra exposta por 10 horas é de 216 HV; para 100 horas a microdureza é de 221 HV; 500 horas e 1000 horas é de 228 HV.

Uma melhor visualização nos valores de microdureza por região é apresentada na tabela 7 a seguir.

Tabela 7 – microdureza média das regiões de solda E-505-15, interface e Inconel 625 da amostra 500 °C.

Tempo de exposição	Microdureza Média por região (HV)		
	Região E-505-15	Região de interface	Região Inconel 625 – 1º passe e raiz
10 horas	346	187	216
100 horas	340	186	221
500 horas	316	185	228
1000 horas	319	183	228

5.3.2 Avaliação do Inconel 625

Os resultados das microscopias ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) revelaram a presença de trincas no depósito de solda de Inconel 625 nas amostras. Neste trabalho foi verificado, também, a presença de trinca na interface entre o material de Inconel 625 e E-505 e no passe de raiz feito com Inconel 625.

PÉREZ (2005), também encontrou trinca em sua amostra ao fazer a micrografia na região de interface entre o passe de enchimento com Inconel 625, passe 2, e o passe de enchimento com E-505-15, passe 3.

Segundo CIESLACK (1987) e DUPONT (1996) a presença de trinca em ligas de níquel e Inconel 625 está associada a contaminação com enxofre e fósforo de eutético tipo Laves e carboneto de Nb.

5.3.3 Amostra submetida à temperatura de 500°C por 10 horas

Na amostra submetida a 500°C por 10 horas foi evidenciada a presença de trinca na região de Inconel 625, figura 23 abaixo.

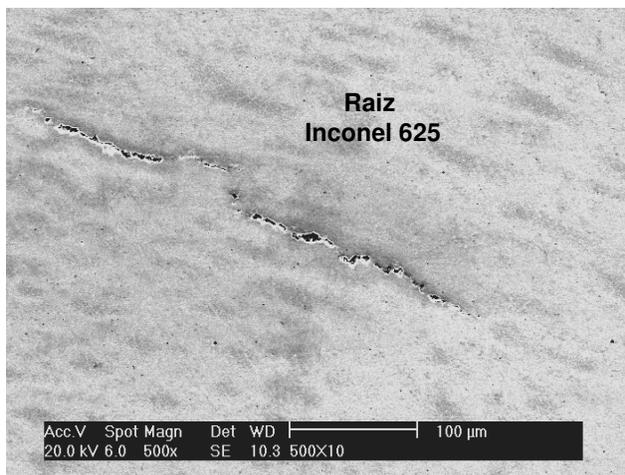


Figura 23 – Micrografia do passe raiz de Inconel 625 na amostra submetida à 500°C por 10 horas, presença de trinca. (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético)

5.3.4 Região de interface entre a almofada de Inconel 625, no revestimento, e o material base.

Na região de material base podemos visualizar uma estrutura martensítica. O valor de microdureza médio no material de base é de 318 HV. A figura 24 apresenta a interface entre os materiais.

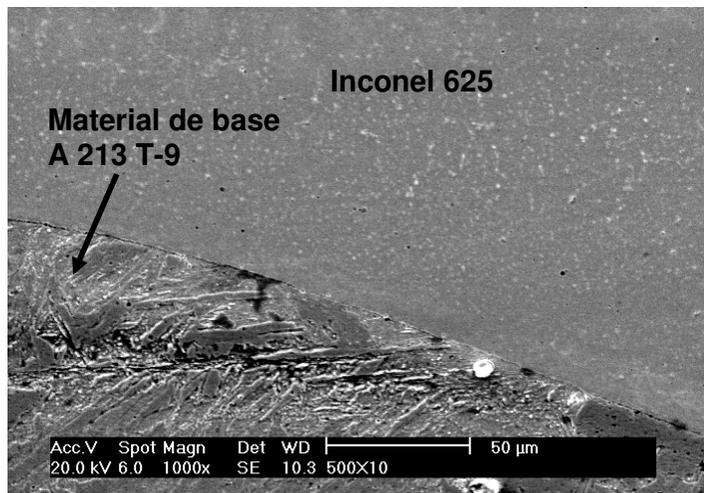


Figura 24 – Micrografia pelo MEV mostrando a interface entre o material Inconel 625 e o material de base da amostra 500°C por 10 horas, (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

5.3.5 Amostra submetida à temperatura de 500°C por 100 horas

Na amostra exposta por 100 horas há presença de trinca na interface entre Inconel 625 e E-505-15.

Na região de interface entre o material de Inconel com Inconel+E-505 é visível uma trinca, figura 25, que aparentemente possui defeitos vizinhos ao seu contorno.



Figura 25 – Micrografia do passe raiz de Inconel 625 na amostra submetida à 500°C por 100 horas, presença de trinca, aumento 100X. (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

A figura 26 apresenta micrografia obtida em MEV da região de interface entre o Inconel e o E-505. O espectro de EDX apresenta picos de Ni, Cr e Mo. Não ficou evidenciado a presença de Nb como foi observado por PÉREZ (2005). A composição química na região da trinca está apresentada na tabela 8.

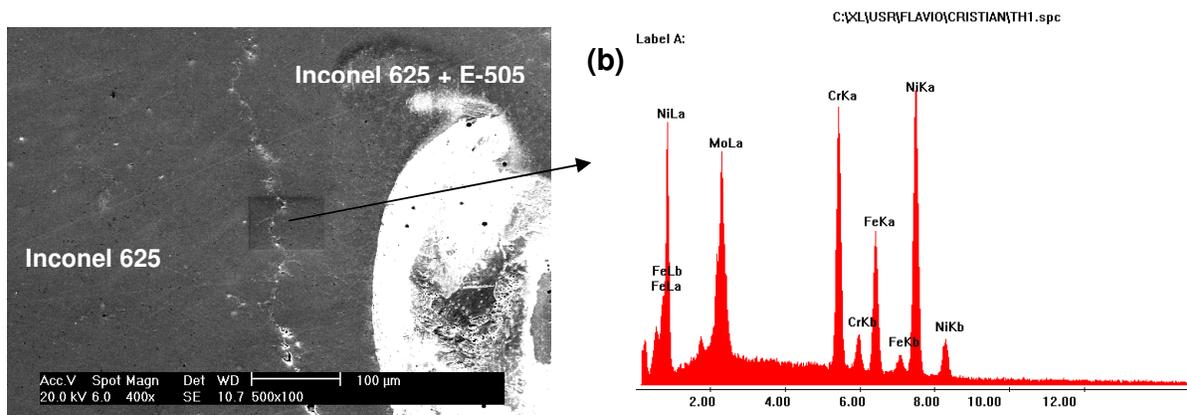


Figura 26 – Resultado de EDX realizado na trinca. Em (a) Micrografia obtida via MEV mostrando a área em que foi realizado o EDX e em (b) Resultado do EDX.

Tabela 8 – Resultado de EDX realizado na trinca na amostra 500°C/100h na região entre passe raiz e E505.

Resultado EDX em Peso (%)	
Elemento	Ponto Trinca
Mo	18,80
Cr	18,92
Fe	14,69
Ni	47,60

Fica evidenciada a redução no percentual de Ni e um aumento no Mo e Fe. Considerando os percentuais dos elementos encontrados na trinca é possível calcular o níquel equivalente, Ni_{eq} , e o cromo equivalente, Cr_{eq} , para determinarmos as fases presentes usando o diagrama de Schaffter-Delong na figura 27. Conforme o diagrama a trinca com Ni_{eq} igual a 47,6% e o Cr_{eq} igual a 37,72 constitui uma estrutura austenítica.

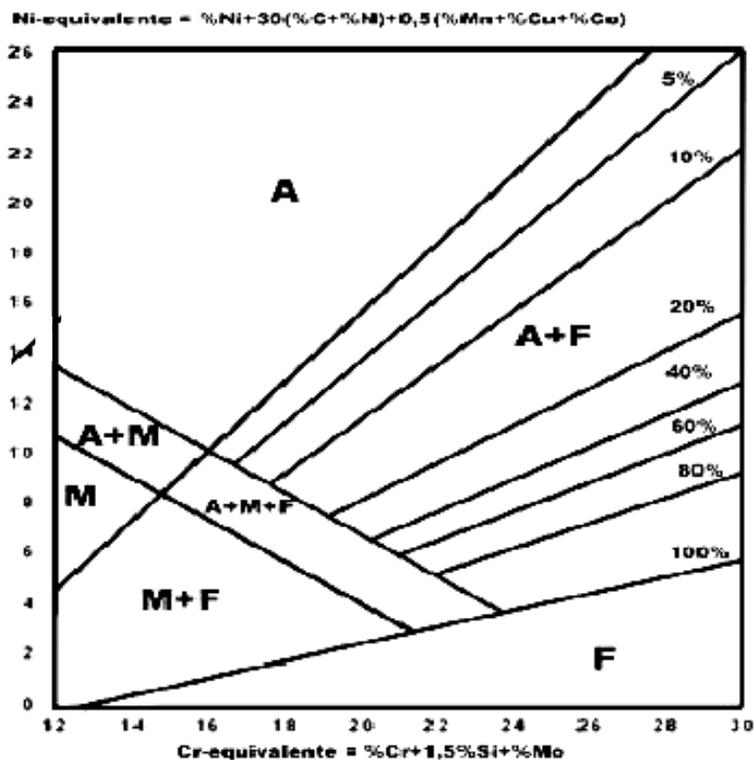


Figura 27 – Diagrama adaptado de Schaeffler e Delong (Rostfria 1983 e Pérez 2005)

Nakamura et al. propuseram uma fórmula que indica o efeito dos elementos de liga sobre a suscetibilidade à trinca, também conhecida como “strain-age cracking”, conforme à equação a seguir:

$$CS = \%Cr + 3,3 \cdot (\%Mo) + 8,1 (\%V) - 2$$

Quando o valor de CS for igual ou maior do que zero, o aço pode ser suscetível à trinca de reaquecimento, que pode ocorrer, também, em algumas ligas à base de níquel tratadas termicamente.

O valor de CS para a trinca na amostra 500 °C / 100 h é igual a 78,96; confirmando a suscetibilidade do material à trinca.

Ao analisar a faixa de interface entre o Inconel 625 e o E-505 observa-se que a trinca se estende também pelo contorno da interface e aumenta sua dimensão. A figura 28 mostra a micrografia desta interface obtida em MEV. Nesta figura percebe-se uma aglomeração de precipitados e que a trinca se propaga sob uma região de precipitados.

Pérez (2005) fez uma avaliação preliminar de fases na interface entre o Inconel e o E-505 no material sem envelhecimento. Ele constatou a presença de trinca e que sua propagação se dava na região de precipitados que provavelmente constituíam fase Laves.

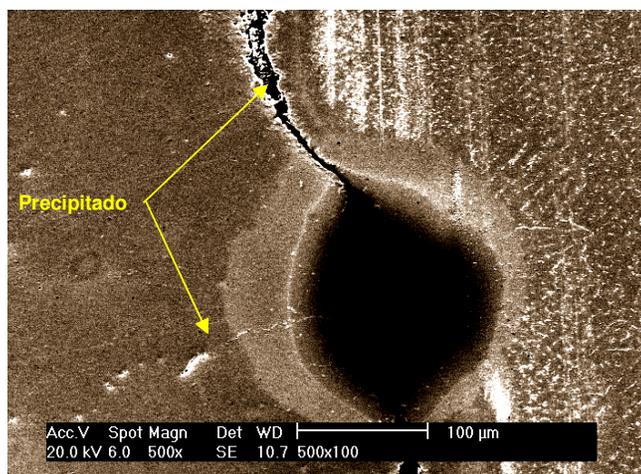


Figura 28 – Micrografia por MEV mostrando a continuação da trinca apresentada na figura 26 com a presença de precipitados. (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

A figura 29 representa a imagem obtida por MO da região de localização do defeito que possui um aspecto de pequenas trincas e porosidades entre o passe P2 de Inconel 625 e o depósito de solda E-505. Este mesmo defeito foi observado no trabalho de PÉREZ (2005) que evidenciou por meio de EBSD que a trinca está localizada na interface entre os passes P2 de Inconel 625 e o de E-505 numa região austenítica preferencialmente para o lado da região de depósito de solda E-505.

SIREESHA (2002) fala que as falhas presentes na interface de materiais podem ser provocadas pela diferença de expansão térmica de soldas dissimilares. Isto é um fator relevante já que em plantas petroquímicas a diferença de temperatura na operação gera ciclos térmicos que podem provocar falhas prematuras nas juntas.

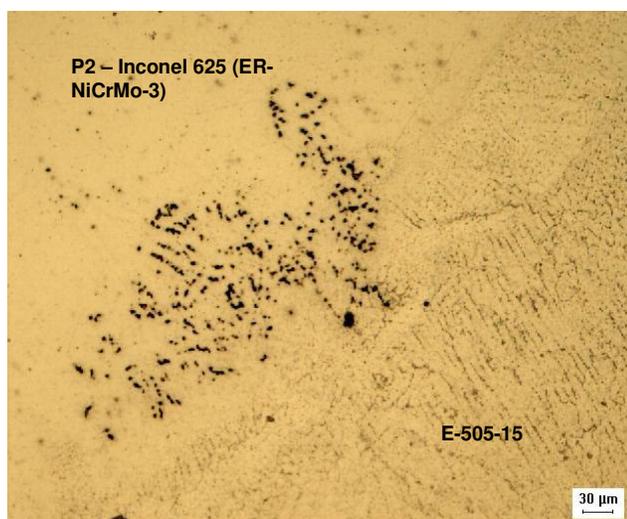


Figura 29 – Micrografia do passe 2 e o depósito de solda E-505 da amostra submetida à 500°C por 100 horas, presença de trinca. Aumento de 200X (Ataque eletrolítico, 6V e 15s).

Os resultados de microdureza na linha 01 mostram que uma diferença acentuada de microdureza ocorre entre os pontos 9 e 10 conforme a figura 30. Esta região teve o valor de microdureza médio de 340 HV, sendo o ponto 09 com microdureza de 339 HV, no entanto ao fazer a leitura de microdureza no ponto 10 verificamos uma queda significativa no seu valor, ou seja, o ponto 10 possui uma microdureza de 176 HV.

Ao comparar a amostra nesta região com a amostra sem exposição à temperatura analisada por PÉREZ (2005) verificamos que sua microdureza média reduziu de 371 HV para 340 HV.

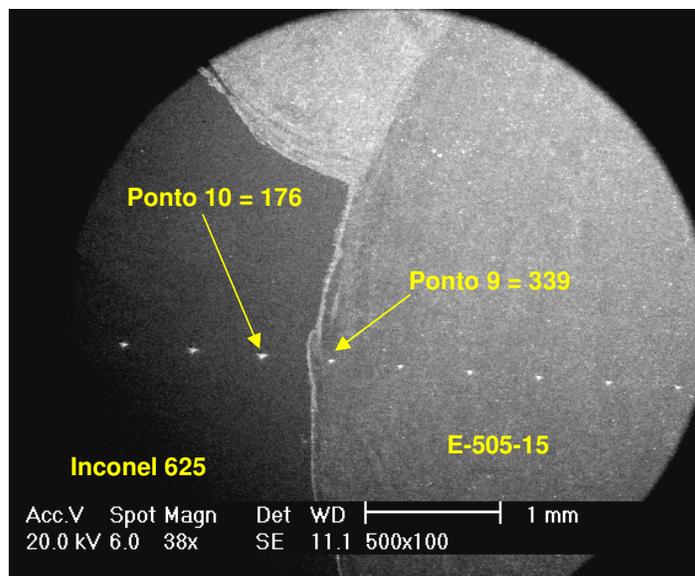


Figura 30 – Micrografia por MEV mostrando a diferença de material e de microdureza entre o material E-505-15 e o Inconel 625 na amostra submetida à 500°C por 100 horas. (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

Os resultados da composição química dos pontos 09 e 10 estão na tabela 9 e na figura 31. Observamos que houve um enriquecimento de níquel e molibdênio nesta região. O percentual de Ni e Mo contido nos dois pontos passou de 0,4% de Ni e 0,8-1,2% de Mo para 5,0% de Ni e 2,37% de Mo no ponto 09 e para 12,1% de Ni e 3,0% de Mo no ponto 10.

Segundo HONEYCOMCE et al. (1995) e PÉREZ (2005) o níquel é um elemento que abre o campo austenítico em aço carbono e se adicionado em uma concentração elevada pode eliminar completamente a fase alfa (CCC), substituindo-a por uma fase austenítica metaestável em temperatura ambiente.

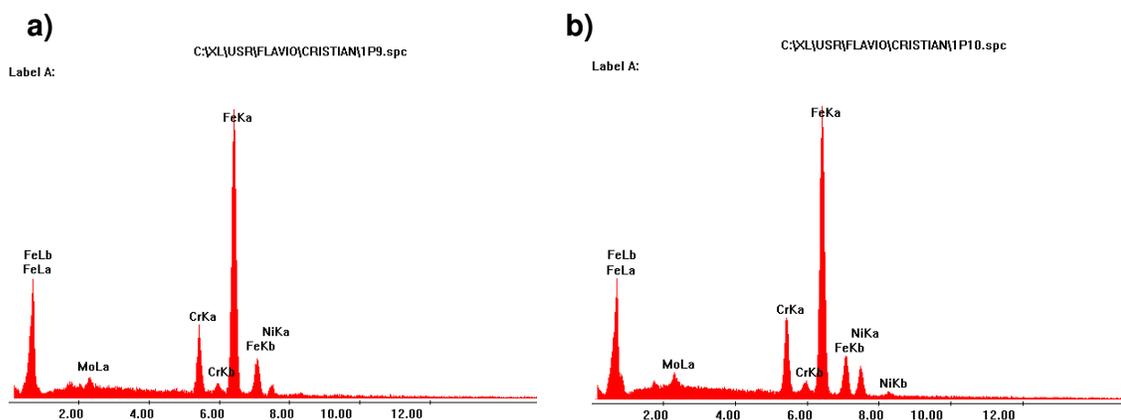


Figura 31 – Resultado de EDX realizado nos pontos 09 e 10. a) ponto 09 e b) ponto 10

Tabela 9 – Resultado de EDX realizado nos pontos de microdureza 09 e 10 da linha 01 de microdureza da amostra 500 °C por 100 horas.

Relação Microdureza x Resultado EDX em Peso (%)		
Elemento	Ponto 9	Ponto 10
	Dureza 339 HV	Dureza 176 HV
Mo	2,37	3,03
Cr	10,10	11,96
Fe	82,49	72,90
Ni	5,04	12,11

Considerando os percentuais encontrados nos pontos 09 e 10 é possível calcular o níquel equivalente, $Ni_{eq.}$, e o cromo equivalente, $Cr_{eq.}$, para determinarmos as fases presentes usando o diagrama de Schaeffter-Delong na figura 32. Conforme o diagrama o ponto 09 com $Ni_{eq.}$ igual a 5,0% e o $Cr_{eq.}$ igual a 12,5 % constitui uma região com estrutura martensítica e o ponto 10 com $Ni_{eq.}$ Igual a 12,1% e $Cr_{eq.}$ Igual a 14,9% constitui uma estrutura austenítica.

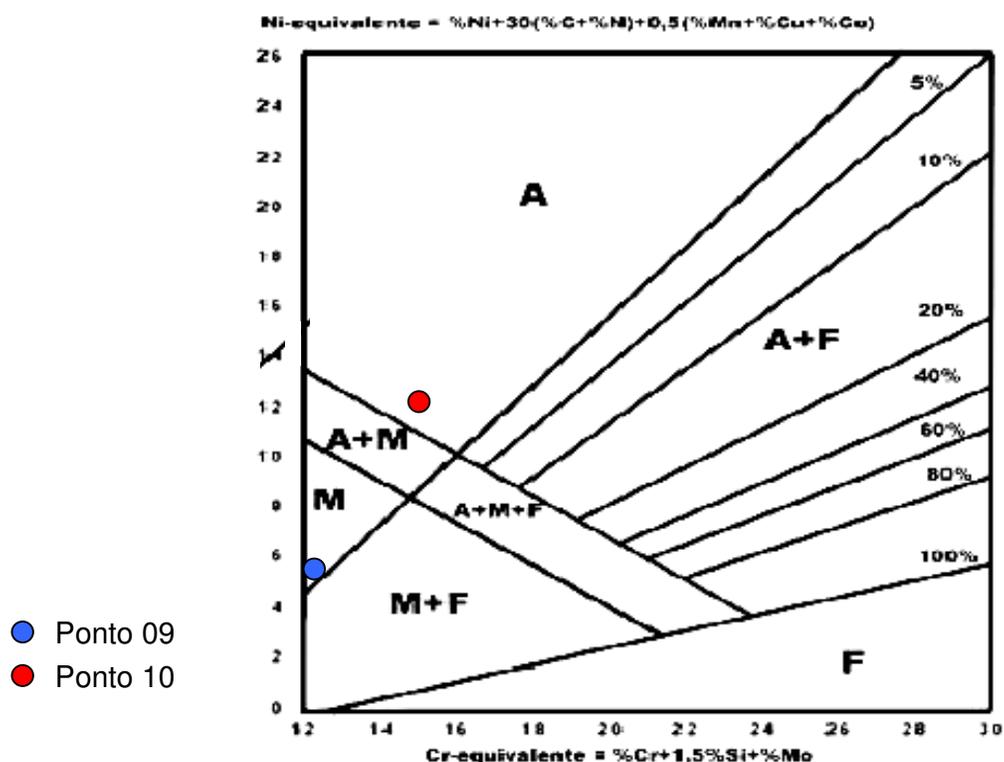


Figura 32 – Diagrama adaptado de Schaeffler e Delong, pontos 09 e 10.

Fonte: Rostfria (1983) e Pérez (2005)

Pelo resultado é possível afirmar que o enriquecimento do ponto 10 com o elemento de liga Ni alterou a sua microestrutura de martensítica para austenítica refletindo nos valores de microdureza.

5.3.6 Amostra submetida à temperatura de 500°C por 500 horas

Na amostra submetida ao envelhecimento à temperatura de 500°C e exposta por 500 horas há presença de microtrincas, na região de Inconel 625. Nesta amostra comparada as amostras expostas à 500°C por 10 horas e 100 horas as trincas são mais evidentes no passe raiz com Inconel 625, figura 33.

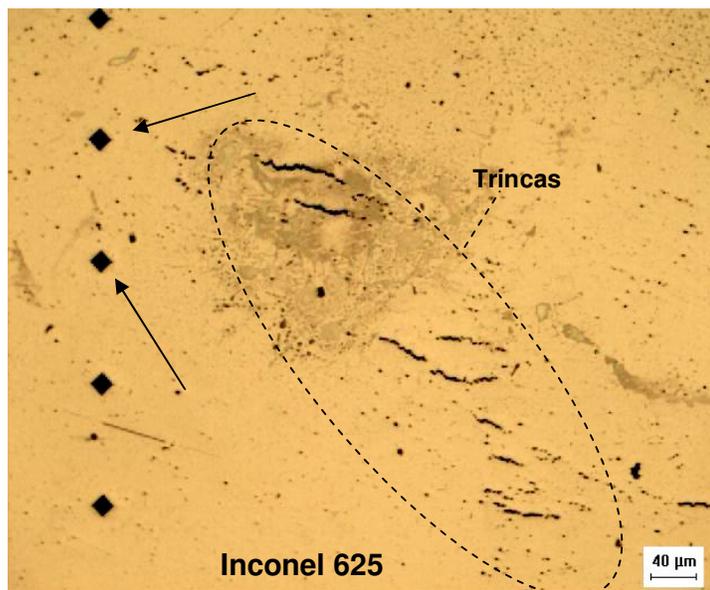


Figura 33 – Micrografia do passe raiz de Inconel 625 na amostra submetida à 500°C por 500 horas, presença de trinca. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

Na figura 34 é possível observar a interface entre o passe raiz e a almofada de Inconel 625 com a presença de microtrincas na solda raiz.

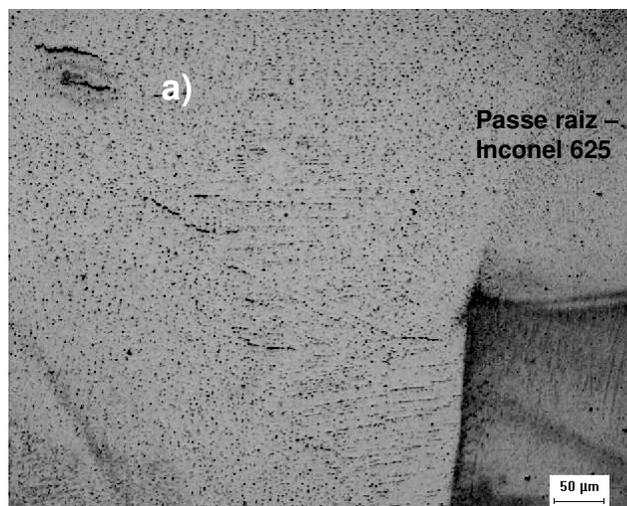


Figura 34 – Micrografia do passe raiz de Inconel 625 na amostra submetida à 500°C por 500 horas, presença de trinca. Aumento 50X (Ataque eletrolítico).

Segundo Pérez (2005) os precipitados alinhados na almofada de Inconel 625 podem levar a formação de trincas.

Na figura 35 vemos a região de interface entre a solda de Inconel aplicada no revestimento e o tubo A-213 T9, material base. Semelhante ao apresentado por PÉREZ (2005) em sua micrografia na região de interface entre o material base, 9Cr-1Mo, e a almofada de Inconel foi encontrada a presença de carbonetos, martensita e ferrita.

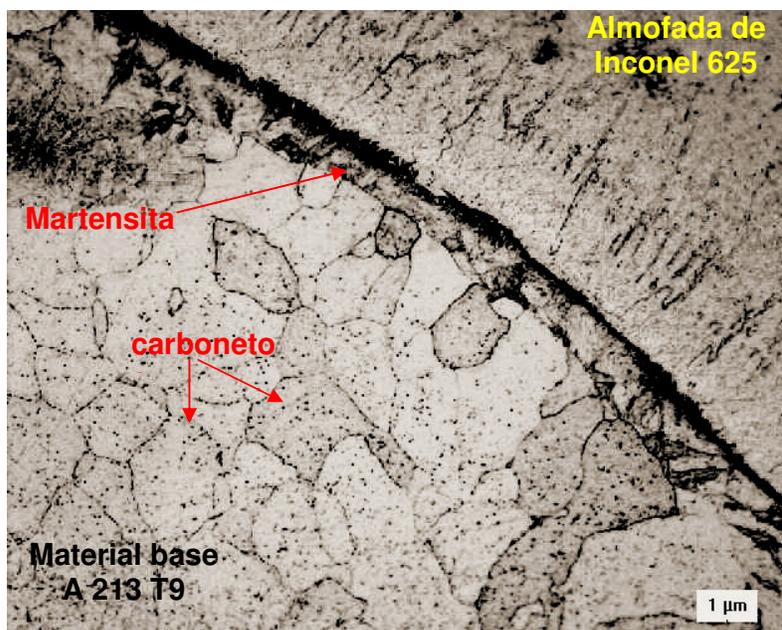


Figura 35 – Micrografia mostrando a interface entre a almofada de Inconel 625 e o material base. Aumento 500X (Ataque eletrolítico, 6V por 15s).

Nos espectros da figura 36 e na tabela 10 que representam os pontos 19 e 20 de microdureza que ficam na interface entre o Inconel 625 e o E-505 da linha 01 é possível observar a presença de um pico elevado de Fe. O ponto 20 se diferencia pelo Ni mais elevado.

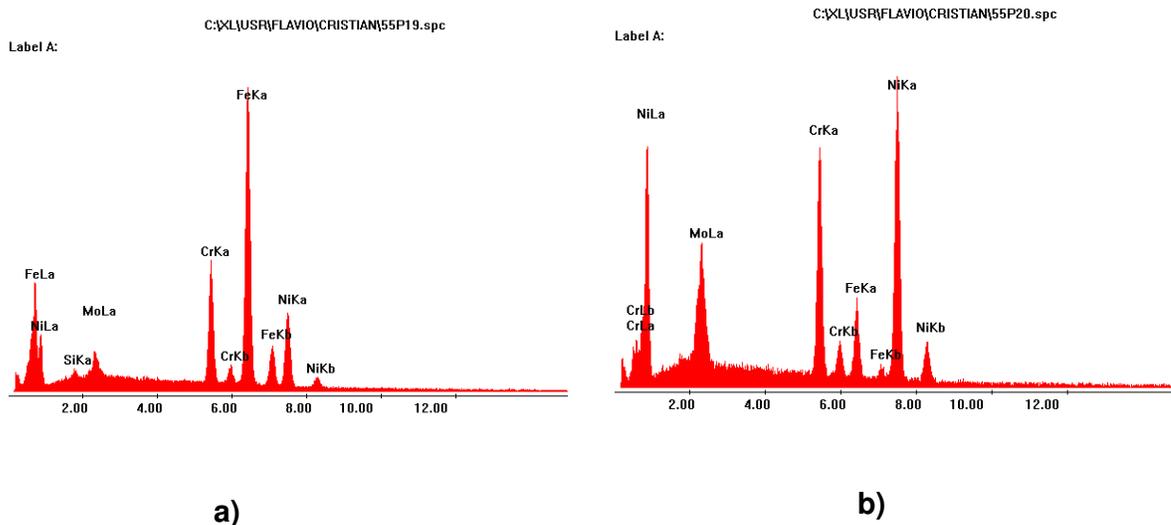


Figura 36 – Resultado de EDX realizado nos pontos 19 e 20 da linha 01 a) ponto 19 e b) ponto 20

Tabela 10 – Resultado de EDX realizado nos pontos de microdureza 19 e 20 da linha 01 da amostra 500 °C por 500 horas.

Relação Microdureza x Resultado EDX em Peso (%)		
Elemento	Ponto 19	Ponto 20
	Dureza 185 HV	Dureza 229 HV
Mo	4,47	13,96
Cr	14,05	20,34
Fe	57,20	9,34
Ni	23,49	56,36

Na interface entre o material base e o depósito de solda E-505, figura 37, foi evidenciada uma grande concentração de precipitados na região de material base na amostra submetida à temperatura de 500 °C por 500 horas.

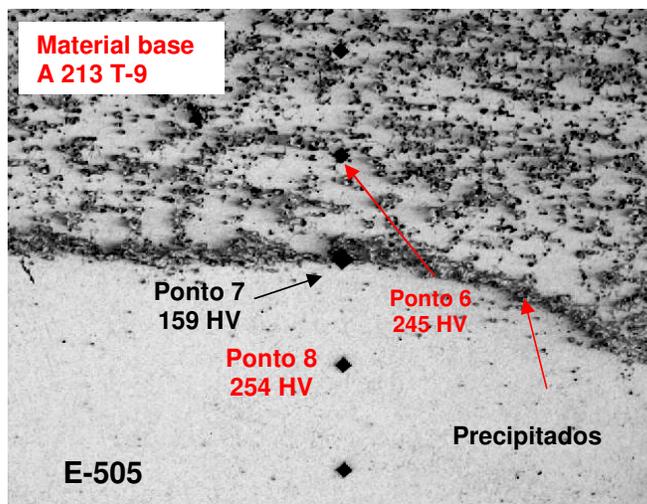


Figura 37 – Micrografia na linha 5 do material base, A 213 T-9, e depósito de solda E-505 na amostra submetida à 500 °C por 500 horas. Aumento 50X (Ataque eletrolítico, 6V por 15s).

A figura 38 mostra uma porosidade localizada na região de Inconel 625 próximo a linha 04 de microdureza. Nas amostras anteriores já havia sido detectado a existência deste tipo de falha de soldagem.

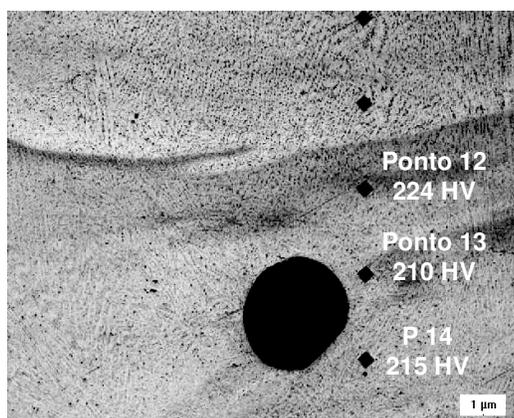


Figura 38 – Micrografia na linha 4 na região da almofada de Inconel 625 na amostra submetida à 500 °C por 500 horas, porosidade. Aumento 50X (Ataque eletrolítico, 6V por 15s).

5.3.7 Amostra submetida à temperatura de 500°C por 1000 horas

Na figura 39 há presença de trinca na interface entre o Inconel 625 no revestimento e o material base, tubo A 213 T9 ou 9Cr-1Mo.

Kumar (2003) em seu trabalho de caracterização da microestrutura em aço ferrítico em 9% de cromo e 1% de molibdênio disse que em temperaturas elevadas a performance da soldagem do aço ferrítico Cr-Mo tem um fator considerado de vida limitante e um alto percentual de falhas tem sido relatado na solda. Em aço 9% de Cr a microestrutura da junta soldada consiste predominantemente, martensítico no metal de solda seguido pela martensita de grãos grosseiros com ferrita- δ , martensita de grãos grosseiros, grãos finos e estrutura inter-crítica na zona afetada pelo calor (ZAC).

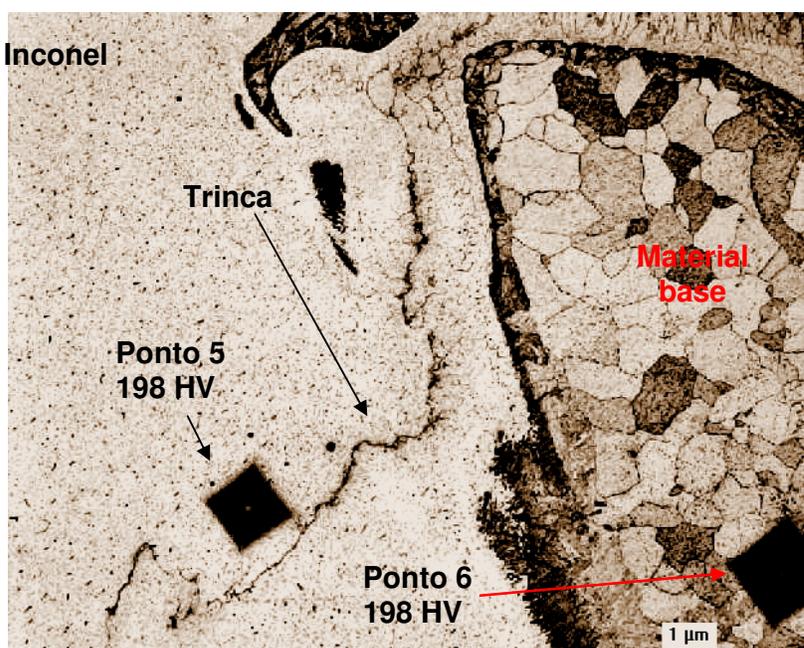


Figura 39 – Micrografia da interface entre a almofada de Inconel 625 e o material base na amostra submetida à 500°C por 1000 horas, presença de trinca. Aumento 200X (Ataque eletrolítico, 6V por 15s).

Na amostra submetida a um tempo de exposição maior, 1000 horas, encontramos também outro defeito resultante da soldagem, porosidades. As porosidades encontradas estão na região de revestimento de Inconel 625, figura 40.

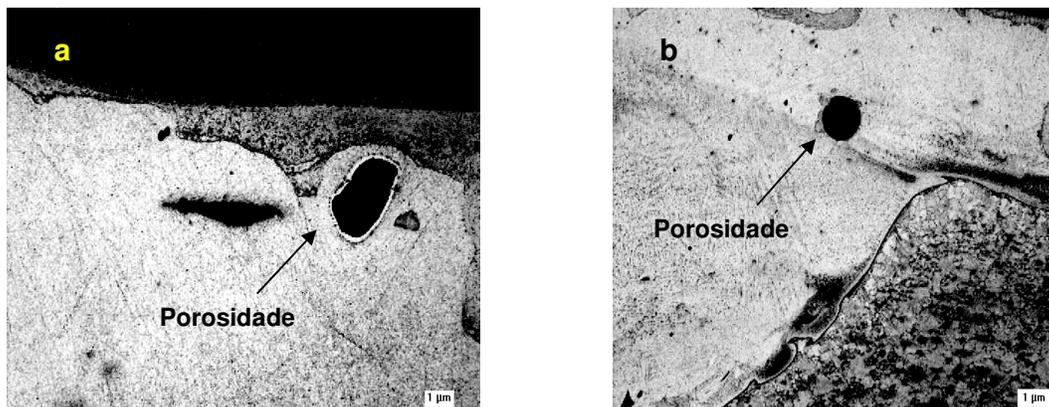


Figura 40 – Micrografia na amostra submetida à 500°C por 1000 horas na região da almofada de Inconel 625. a) próxima a linha 04, aumento 200X e b) próxima a linha 05, aumento 50X, porosidades. (eletrolítico, 6V por 15s).

Observando o passe raiz de Inconel 625 da amostra exposta a 500°C por 1000 horas encontramos trincas e porosidade entre os pontos de microdureza 18 e 19, figura 41.

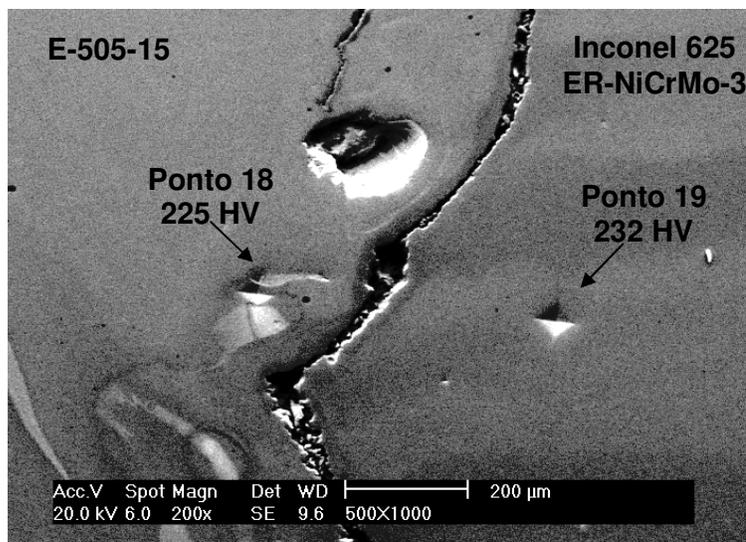


Figura 41 – Micrografia por MEV da região de passe raiz com Inconel 625 na amostra submetida à 500°C por 1000 horas, presença de trinca entre os pontos 18 e 19 da linha 01 de microdureza. (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

A figura 42 e a tabela 11 mostram a composição química dos pontos de microdureza e da trinca.

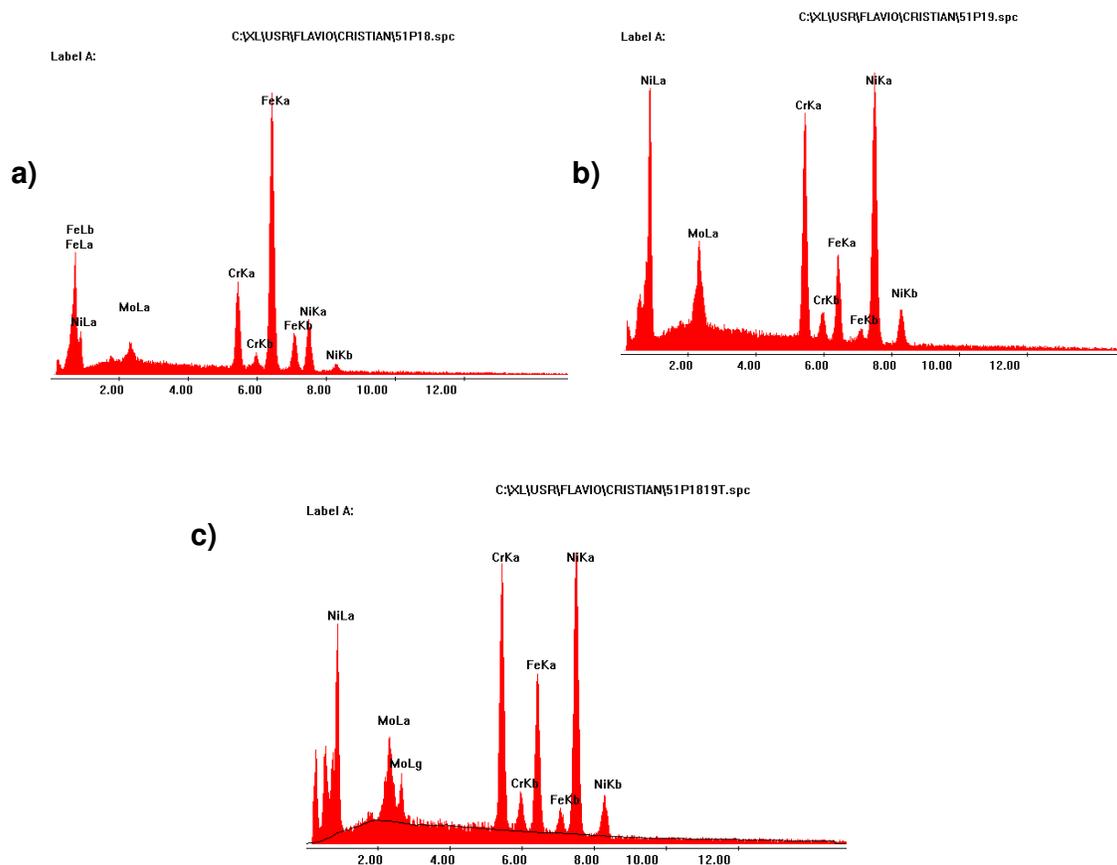


Figura 42 – Resultado de EDX realizado no ponto 18, ponto 19 e na trinca da linha 01. a) ponto 18, b) ponto 19 e c) trinca.

Tabela 11 – Resultado de EDX realizado nos pontos de microdureza 18 e 19 e da trinca na linha 01 da amostra exposta 500°C por 1000 horas.

Relação Microdureza x Resultado EDX em Peso (%)			
Elemento	Ponto 18	Trinca	Ponto 19
	Dureza 225 HV		Dureza 232 HV
Mo	4,21	9,44	11,00
Cr	12,26	20,54	20,85
Fe	64,42	17,95	11,59
Ni	19,12	52,07	56,56

A figura 43 mostra um comparativo entre as regiões de solda raiz das amostras de 500°C expostas por 500 horas e por 1000 horas. Comparado o aumento no tempo de exposição a amostra exposta por 1000 horas apresentou

microtrincas próximas ao revestimento de Inconel. A amostra por 500 horas apresentou microtrinca no centro do passe raiz, como mostrado na figura 34.

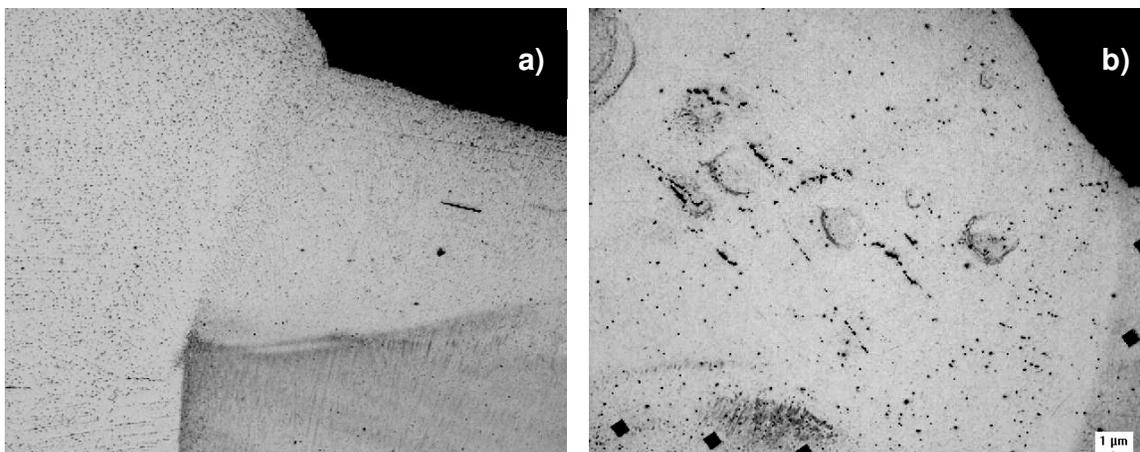


Figura 43 – Micrografia da região de passe raiz com Inconel 625 na amostra submetida à 500°C em a) mostra a amostra exposta por 500 horas e em b) mostra a amostra exposta por 1000 horas com presença de micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO3+ácido acético).

5.4 Comparativo entre os pontos de microdureza da Linha 01 referente a amostra submetida a temperatura de 600°C e exposta por 100h, 500h e 1000h.

A figura 44 apresenta o perfil de dureza para amostras expostas à 600°C em função do tempo de exposição, nela é visível a redução de microdureza na região de depósito de solda E-505 à medida que o tempo de exposição do material aumenta. A faixa de E-505-15 é identificada na figura 44.

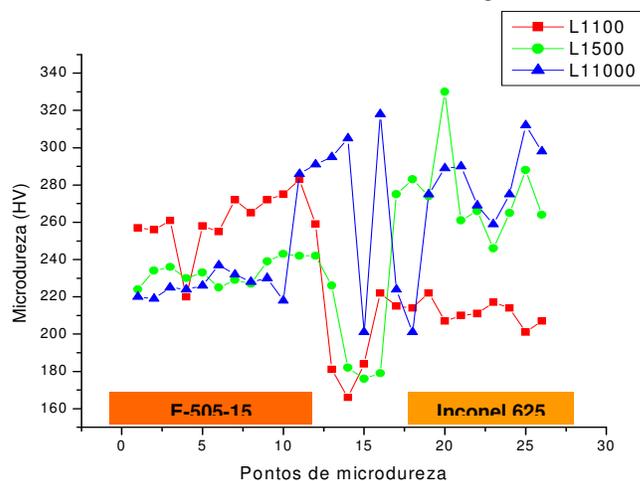


Figura 44 – Comparativo de microdureza da linha 01 da amostra submetida à 600°C

Acompanhando a linha de microdureza da amostra exposta por 100 horas, linha vermelha, é possível observar que seu comportamento é semelhante ao das amostras que foram submetidas ao envelhecimento na temperatura de 500 °C, ou seja, há um patamar de microdureza de E-505 na faixa média de 261 HV seguido de uma queda brusca de microdureza média para 177 HV que representa a região de interface entre o material E-505-15 e o Inconel 625 e por último, um patamar de microdureza média da região de Inconel 625 com 212 HV, valor menor que a região de E-505.

Na região de Inconel 625 percebemos um comportamento contrário ao do depósito de solda E-505-15. A microdureza desse material aumenta de 212 HV para 269 HV com o tempo de exposição à temperatura.

Uma melhor visualização nos valores de microdureza por região é apresentada na tabela 12 a seguir.

Tabela 12 – microdureza média das regiões de solda E-505-15, interface e Inconel 625 da amostra 600 °C.

Micro dureza Média por região (HV)			
Tempo de exposição	Região E-505-15	Região de interface	Região Inconel 625 – 1º passe e raiz
100 horas	261	177	212
500 horas	233	179	269
1000 horas	222	318	264

A dureza dos materiais empregados na solda sofreram modificações no comportamento e valores de microdureza relacionados à temperatura de envelhecimento e ao tempo de exposição. Uma redução de microdureza na região de E-505-15 foi verificada quando comparada aos resultados apresentados por PÉREZ (2005). Esta redução representa os valores médios de 405 HV do material sem exposição à temperatura (PÉREZ, 2005) para 330 HV do material submetido ao envelhecimento na temperatura de 500 °C e de 239 HV do material submetido ao envelhecimento na temperatura de 600 °C.

5.4.1 Amostra submetida à temperatura de 600°C por 100 horas

Na amostra submetida à 600°C por 100 horas também houve a presença de trincas na interface entre os materiais Inconel 625 aplicada no passe raiz e E-505 no enchimento. Na figura 45 podemos visualizar a trinca e perceber que há diferença de microdureza entre os materiais, a qual indica a presença de fases de durezas diferentes e que podem, durante o resfriamento da amostra, gerar a trinca.

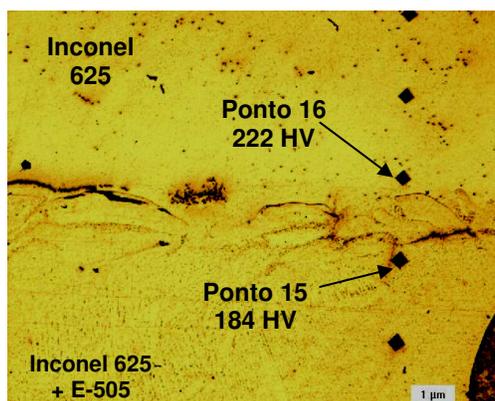
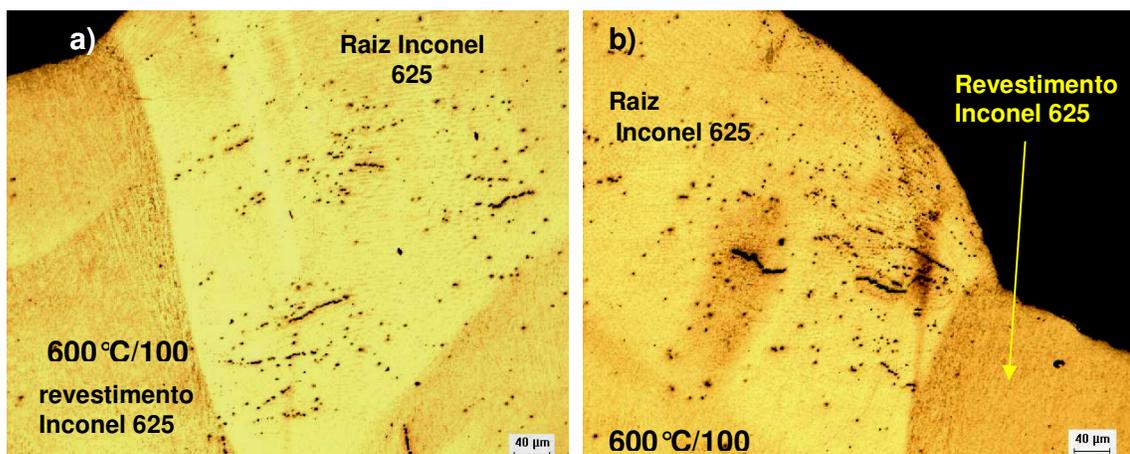


Figura 45 – Micrografia da região Interface entre o Inconel 625 e o E-505 na amostra submetida à 600°C por 100 horas, presença de micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

Nas figuras 46a e 46b podemos observar a diferença de quantidade de precipitados formados no revestimento de Inconel 625 e no passe raiz. Embora o revestimento tenha uma quantidade maior de precipitados é na região de Inconel 625 que as trincas surgem. Há evolução de trincas na região de solda raiz com o aumento da temperatura de exposição e o tempo.



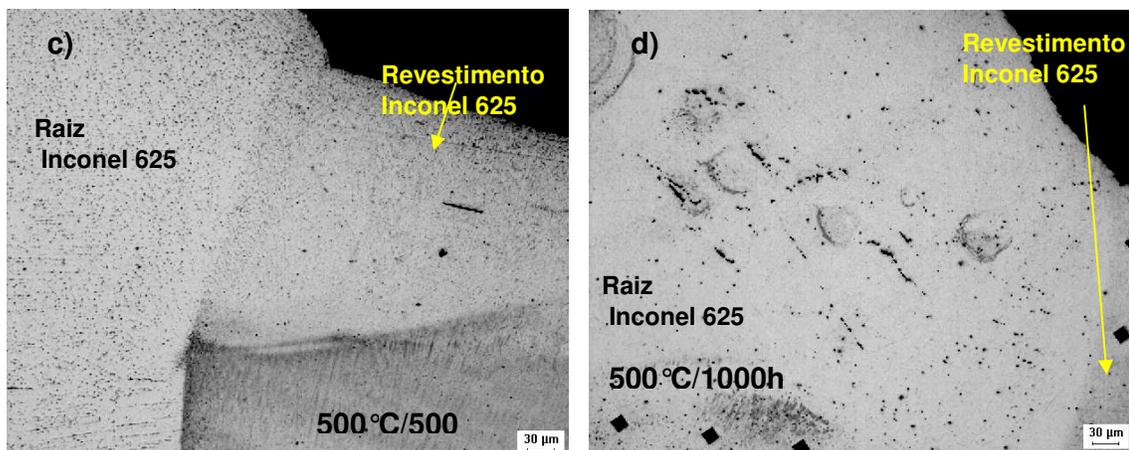


Figura 46– Em a) e b) mostra a Micrografia da região de passe raiz com Inconel 625 na amostra submetida à 600°C por 100 horas, presença de micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético), em c) mostra a micrografia da amostra submetida à 500°C por 500 horas e em d) a micrografia da amostra 500°C por 1000 horas.

Diferente do que foi citado por PÉREZ (2005) houve formação de trincas no passe raiz de Inconel 625, onde os precipitados estão mais dispersos e aleatoriamente distribuídos.

A amostra 600°C/100h, figura 47, também apresentou porosidade na região de revestimento.

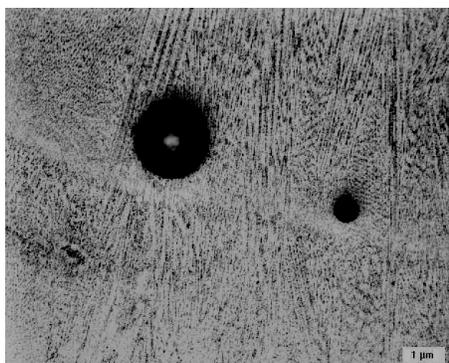


Figura 47 – Micrografia da região almofada de Inconel 625 na amostra submetida à 600°C por 100 horas, presença porosidades. Aumento 100X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

Foi feito EBSD na região de interface entre a solda raiz e o revestimento de Inconel 625, figura 48, na amostra submetida à 600°C por 100 horas. O mapa de qualidade do EBSD é mostrado na figura 49 para a região citada. A imagem do EBSD mostra as duas regiões identificadas por tonalidades diferentes.

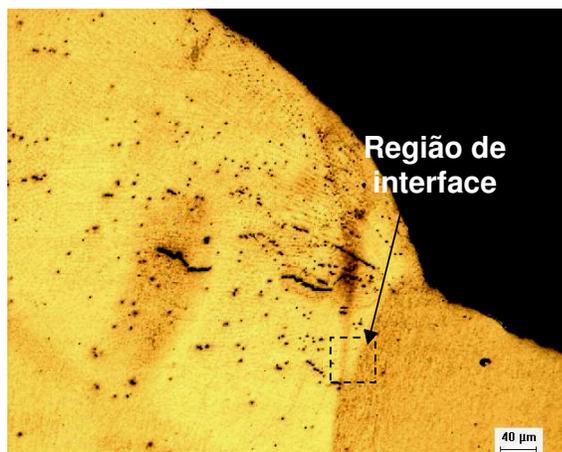


Figura 48 – Identificação da região de interface entre a solda raiz e a solda de revestimento Inconel 625 analisada por EBSD na amostra submetida à 600°C por 100 horas, presença de porosidades. Aumento 100X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

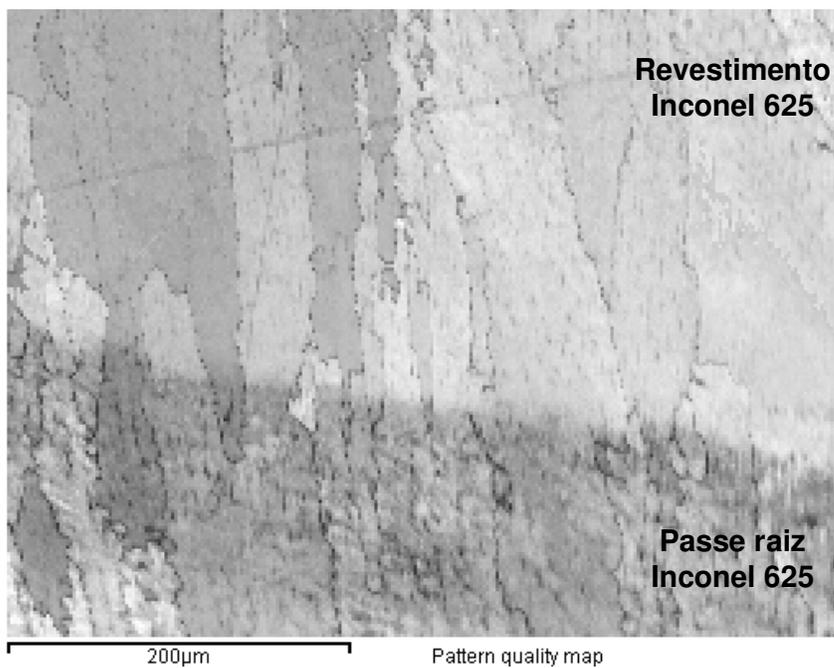


Figura 49 – Mapa de qualidade do EBSD da região de interface entre o passe raiz e o revestimento da amostra 600°C por 100 horas.

A figura 50 representa a imagem do EBSD realizada na região de interface entre os dois materiais, passe raiz e revestimento, considerando a imagem do mapa de fases sobrepostos ao mapa de qualidade. O mapa de fases mostra uma região de fase austenítica identificada pela cor rosa e na solda raiz a presença de fase Laves (Fe_2Mo), pontos identificados pela cor vermelha. A tabela 13 mostra a identificação das fases por cores e o seu % na área analisada.

Tabela 13 – Identificação das fases

Fase	%	Qtde.	Area μm^2	Detalhe
Nenhum (none)	0.1	64	232.35	Pontos insolúveis
Ferro Alpha.cif (Iron Alpha)	0.0	17	61.72	Cubico, CORPO
Ferro Gamma.cif (Iron Gamma)	99.5	48890	177492.26	Cubico, FACE
Fe2Mo	0.3	133	482.85	Hexagonal, PRIM
Fe martensita (Fe Martensite)	0.1	48	174.26	Tetragonal, CORPO

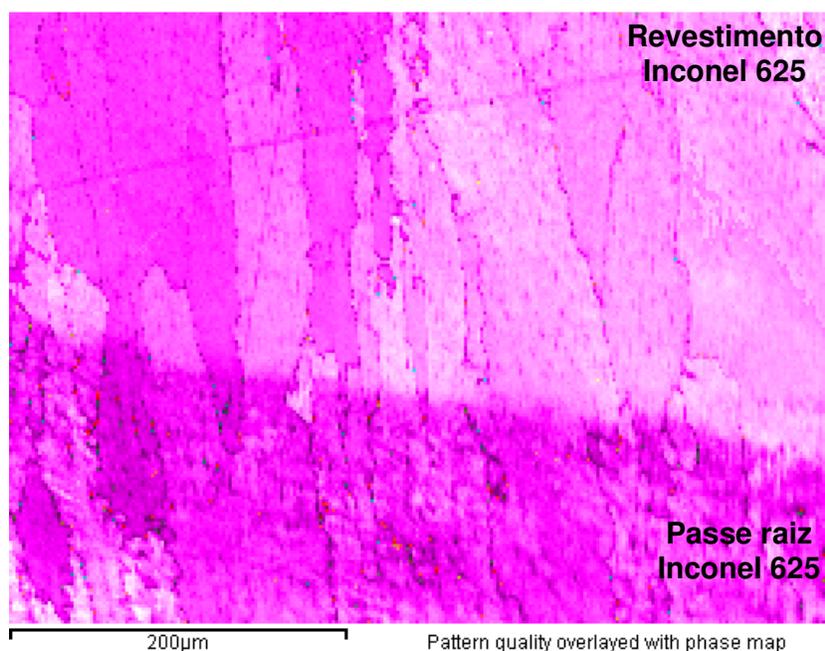
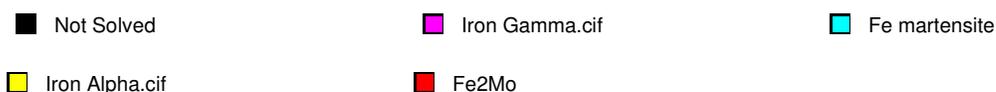


Figura 50 – Mapa de qualidade do EBSD da região de interface entre o passe raiz e o revestimento da amostra 600 °C por 100 horas.

5.4.2 Amostra submetida à temperatura de 600°C por 1000 horas

A amostra 600°C por 1000 horas também apresentou micro trinca na solda raiz. Para uma melhor verificação, foi realizado EDX em oito pontos dispostos na região raiz e na região vizinha, ou seja, no revestimento de Inconel. A região citada está representada nas figuras 51a e 51b.

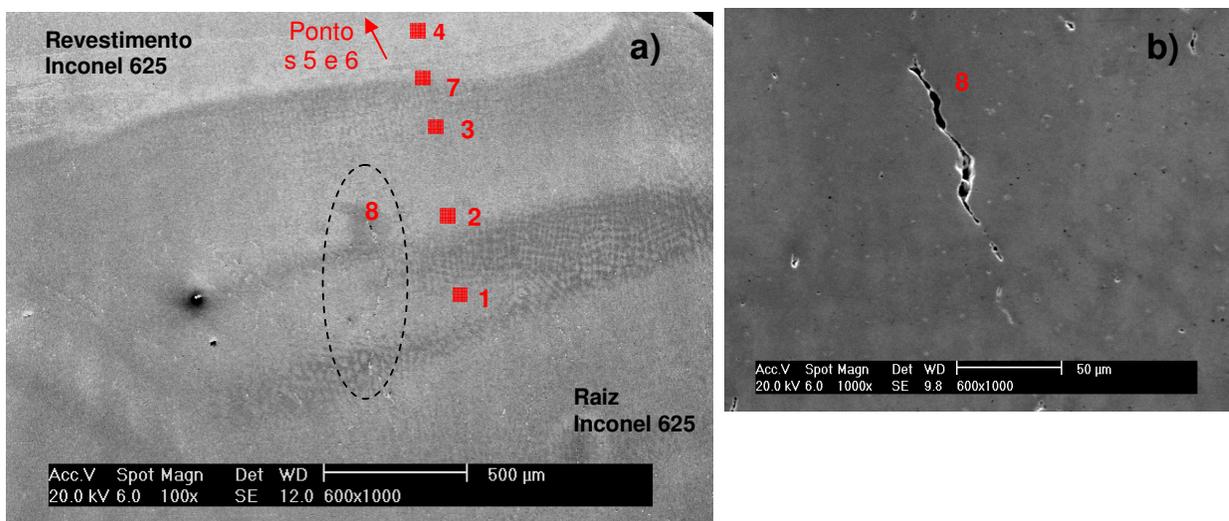


Figura 51 – Microscopia na interface entre o passe raiz e o revestimento da amostra 600°C/1000 horas; em a) mostra os pontos de análise por EDX e em b) o ponto 8, microtrinca, analisado, também, por EDX.

Os dados de EDX dos pontos analisados na figura 51 estão na tabela 14. Os espectros de EDX estão no Anexo deste trabalho.

Tabela 14 – EDX nas regiões raiz e revestimento da amostra 600°C por 1000 horas.

Relação Microdureza x Resultado EDX em Peso (%)								
Pontos								
	Raiz			Revestimento			Fronteira	Trinca
Elemento	1	2	3	4	5	6	7	8
Mo	12,44	12,06	11,79	9,85	10,12	10,30	11,80	11,63
Cr	21,66	21,90	22,02	22,57	22,62	22,51	21,91	21,64
Fe	5,43	4,89	6,69	12,77	12,60	13,33	7,36	6,21
Ni	60,47	61,16	59,50	54,81	54,66	53,86	58,93	60,52

Há o enriquecimento do elemento Molibdênio na solda raiz. Uma explicação para este enriquecimento é porque durante o processo de solidificação, que ocorre na solda, há a expulsão desse elemento do revestimento por ter um coeficiente de distribuição menor do que 1, $k < 1$. A norma AWS 5.14. recomenda o teor de Mo de no mínimo 8% e 3,15%. O percentual apresentado no EDX atende a norma, no entanto o surgimento da microtrinca, apresentado na figura 49 e figura 52, na solda raiz é devido a presença da fase Laves, encontrada na análise por EBSD, que freqüentemente está associada com a formação de vazios que podem agir como pontos de partida para a fratura.

Outra análise realizada foi o de EDX ao longo da linha 01 de microdureza da amostra, conforme figura 52. Os resultados da composição química dos elementos estão na tabela 15.

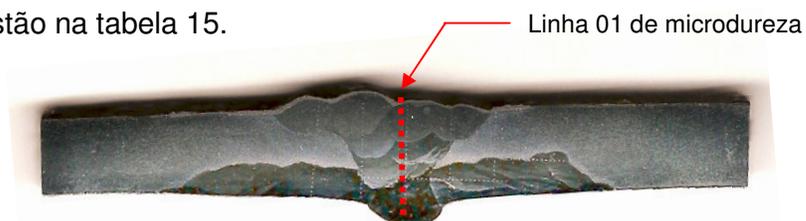


Figura 52 – Linha 01 de microdureza da amostra.

Tabela 15 – EDX ao longo da linha 01 de microdureza da amostra 600°C por 1000 horas.

Relação Microdureza x Resultado EDX em Peso (%)								
Pontos								
Elemento	E-505				Interface	E-NiCrMo-3	Interface	ER-NiCrMo-3
	9	10	11	12	13	14	15	16
Mo	1,62	2,11				11,64	16,43	13,05
Cr	9,30	9,13	9,75	9,83	11,62	20,56	19,52	22,74
Fe	89,09	86,81	88,82	87,99	77,29	10,52	12,22	
Ni		1,95	1,43	2,18	11,09	57,28	51,78	64,20

* Os espaços vazios representam os elementos que não foram medidos.

A composição da interface entre a solda de E-505 com o Inconel 625 (E-NiCrMo-3) mostra uma diluição e aumento no percentual de Cr quando comparado ao E-505, isto é refletido no perfil de microdureza apresentado na figura 45, visto que o Cromo é um elemento que forma carbonetos estáveis e muito duros nos aços.

5.5 Comparativo entre os pontos de microdureza da Linha 01 referente a amostra submetida a temperatura de 700°C e exposta por 10h, 100h, 500h e 1000h.

O comportamento da microdureza da amostra submetida à temperatura de 700°C para os tempos de exposição ao envelhecimento foi semelhante aos das amostras submetidas à temperatura de 500°C, isto é, há uma queda nos valores de microdureza quando mudamos da região de E-505 para o Inconel 625. No entanto, a redução de microdureza com relação ao tempo de exposição na região de E-505 não foi evidenciado quando comparamos com as amostras em temperaturas de 500°C e 600°C; na realidade, percebemos um aumento de microdureza.

Na região de Inconel 625 o seu comportamento é similar as outras amostras em temperaturas de 500°C e 600°C, ou seja, há, também, aumento no valor de microdureza com o tempo de exposição ao envelhecimento. Esta verificação está disponível na figura 53.

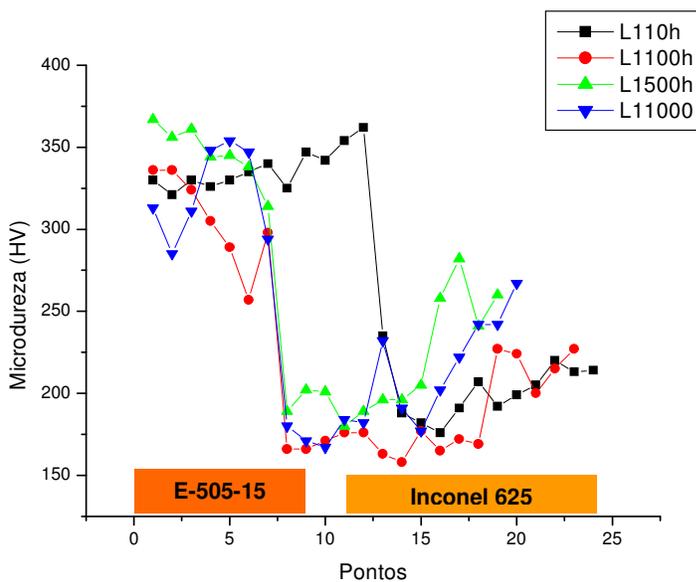


Figura 53– Comparativo de microdureza da linha 01 da amostra submetida à 700°C

5.5.1 Avaliação da região de enchimento e acabamento com E-505

Neste trabalho com o material submetido ao envelhecimento na temperatura de 700°C é perceptível o aumento de microdureza na região de

depósito de solda E-505 para um patamar de microdureza média, linha 01, quando exposto por 10 horas para 312 HV; quando exposto por 100 horas para 306 HV; quando exposto por 500 horas para 346 HV e, finalmente, quando exposto por 1000 horas para 326 HV.

PÉREZ (2005) identificou em seu material um patamar de microdureza para o E-505 oscilando ente 374 HV à 405 HV.

No depósito de solda de Inconel o seu valor de microdureza aumenta gradativamente com o tempo de exposição da amostra. A microdureza média para a amostra exposta por 10 horas é de 207 HV; para 100 horas a microdureza é de 219 HV; para 500 horas a microdureza é de 249 para 1000 horas é de 235 HV.

Uma melhor visualização nos valores de microdureza por região é apresentada na tabela 16 a seguir.

Tabela 16 – Microdureza média das regiões de solda E-505-15, interface e Inconel 625 da amostra 700 °C.

Micro dureza Média por região (HV)			
Tempo de exposição	Região E-505-15	Região de interface	Região Inconel 625 – 1º passe e raiz
10 horas	312	194	207
100 horas	306	169	219
500 horas	346	193	249
1000 horas	326	186	235

5.5.2 Amostra submetida à temperatura de 700 °C por 10 horas

Na micrografia da amostra de 700 °C por 10 horas representada pela figura 54 estão diferenciadas as regiões de interpases de solda que foram aplicados durante o enchimento, as microdurezas de cada região e a presença de trincas na região de Inconel e na interface entre o Inconel e o E-505.

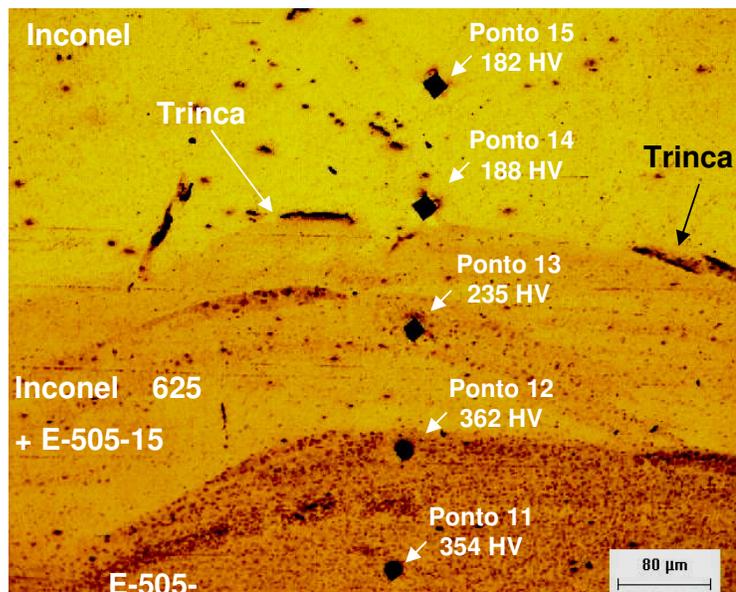


Figura 54 – Micrografia evidenciando as diferenças de interpassas e tipo de material na amostra submetida à 700°C por 10 horas, presença micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

A evolução da trinca se dá no aumento da temperatura e tempo de exposição. É possível observar que entre o material de Inconel aplicado pelo processo de soldagem TIG no passe raiz e o Inconel de enchimento o surgimento de trincas que ocorre possivelmente devido as mudanças de estrutura entre as regiões, refletidas nos valores de microdureza conforme a figura 55.

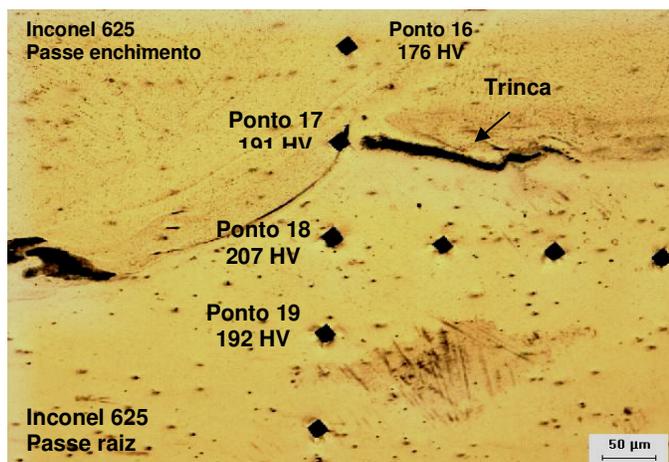


Figura 55 – Micrografia da interface entre Passe raiz de Inconel 625 e Passe de enchimento, linha 1, na amostra submetida à 700°C por 10 horas, presença micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

A partir da submissão da amostra à temperatura de 700°C foi revelada a presença de trincas no revestimento de Inconel 625, conforme a figura 56. Estas trincas só foram observada nas amostras em temperatura de 700°C.

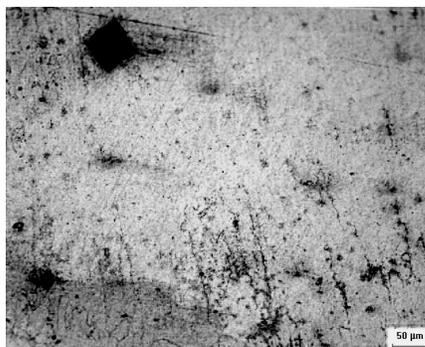


Figura 56 – Micrografia da região de almofada de Inconel 625 próxima ao ponto de microdureza da linha 04 na amostra submetida à 700°C por 10 horas, presença micro trincas. Aumento 200X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

A porosidade tem sido um defeito de soldagem encontrado nestas amostras, desde as que sofreram o tratamento de envelhecimento em 500°C e 600°C. A figura 57 mostra a presença desse defeito no revestimento de Inconel 625 em vários pontos na amostra submetida à temperatura de 700°C por 10 horas.

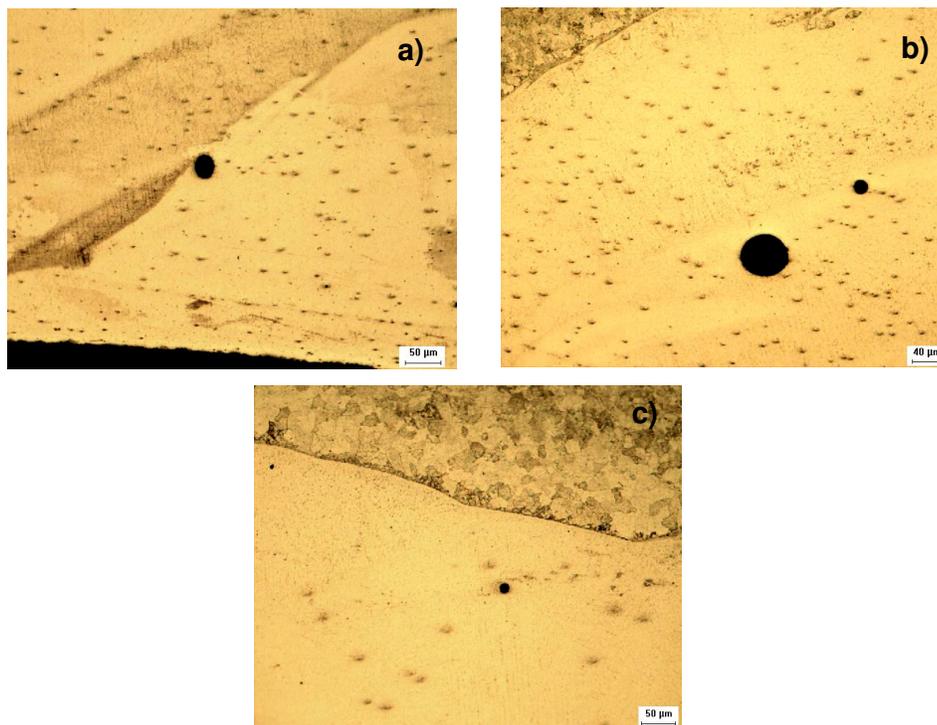


Figura 57 – Micrografia mostrando porosidade na amostra submetida à 700°C por 10 horas. a) porosidade na almofada de Inconel 625, Aumento 50X, b) porosidade no final da almofada de Inconel 625, Aumento 50X, c) pequena porosidade na almofada de Inconel 625 próximo ao material de base, Aumento 100X. (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

5.5.3 Amostra submetida à temperatura de 700°C por 100 horas

Na figura 58 é visível a presença de micro trincas, numa região de interpasse, entre a solda de Inconel 625 e a solda de E-505-15. Essas trincas não se limitam apenas a região de depósito de solda com Inconel 625, mas na zona afetada pelo calor onde a microdureza dessa solda decresce no sentido do enchimento com E-505 para a raiz com Inconel 625.

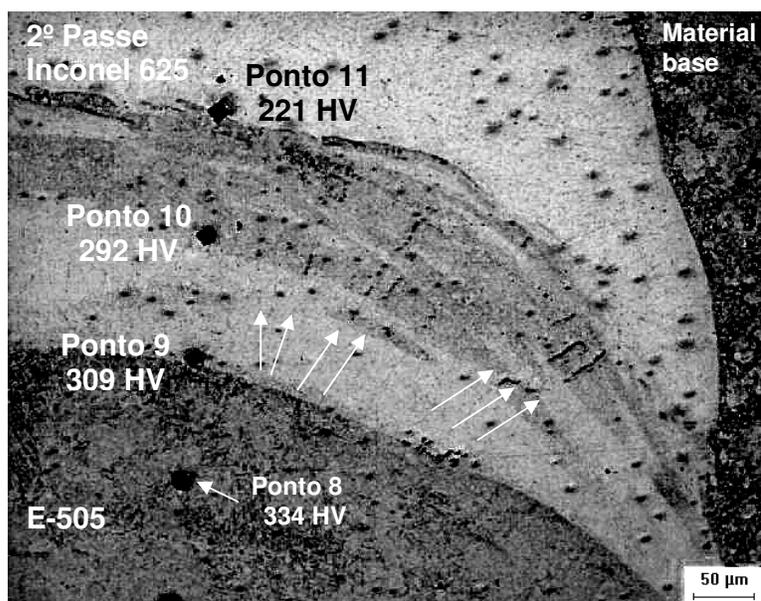


Figura 58 – Micrografia do depósito de solda e impressões de microdureza da linha 02 na amostra submetida à 700°C por 100 horas, presença micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

As trincas acompanham a distribuição dos precipitados no material no Inconel 625, conforme figura 59.

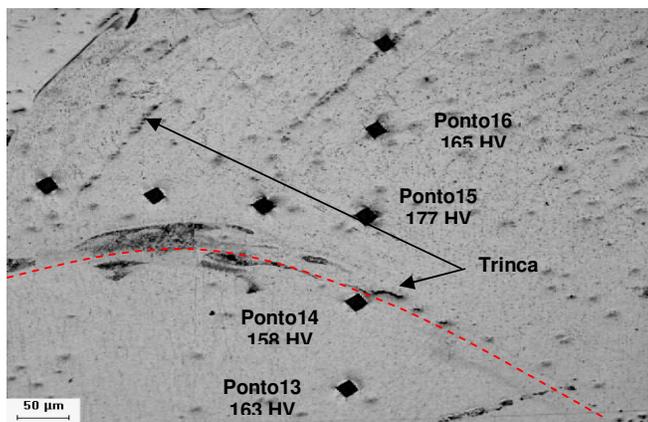


Figura 59 – Micrografia da região de depósito de solda de Inconel 625+E-505, impressões de microdureza da linha 01 na amostra submetida à 700°C por 100 horas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

5.5.4 Amostra submetida à temperatura de 700°C por 500 horas

A figura 60a mostra a região de interface entre a solda raiz e o revestimento da amostra submetida a temperatura de 700°C por 500 horas. Há presença de trincas na região da solda raiz. Para uma melhor verificação, foi realizado EDX em 05 pontos, indicados pela cor vermelha na figura 60b, dispostos na região raiz e na região vizinha, ou seja, no revestimento de Inconel. Os espectros de EDX estão dispostos no Anexo deste trabalho e os percentuais dos elementos presentes estão na tabela 17.

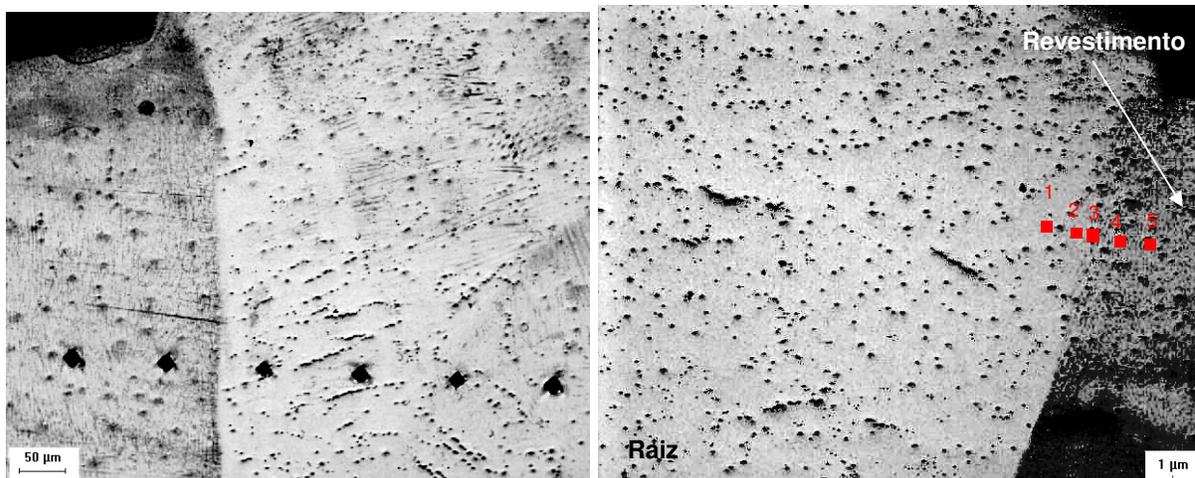


Figura 60 – Em a) mostra a micrografia da região de depósito de solda raiz de Inconel 625 e o revestimento e em b) mostra os pontos analisados por EDX na amostra submetida à 700°C por 100 horas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

Tabela 17 – EDX nas regiões raiz e revestimento da amostra 700 °C por 500 horas.

Relação Microdureza x Resultado EDX em Peso (%)					
Elemento	Pontos				
	Raiz		Fronteira	Revestimento	
	1	2	3	4	5
Mo	12,26	11,9	12,09	11,24	13,12
Cr	21,69	21,47	21,56	21,68	21,02
Fe	4,69	5,80	13,20	14,15	13,83
Ni	61,36	60,83	53,15	52,93	52,04

5.5.5 Amostra submetida à temperatura de 700 °C por 1000 horas

Na amostra exposta a 700 °C por 1000 horas, figura 61, ocorreu a mesma distribuição de trincas encontradas na amostra exposta por 100 horas (figura 58).

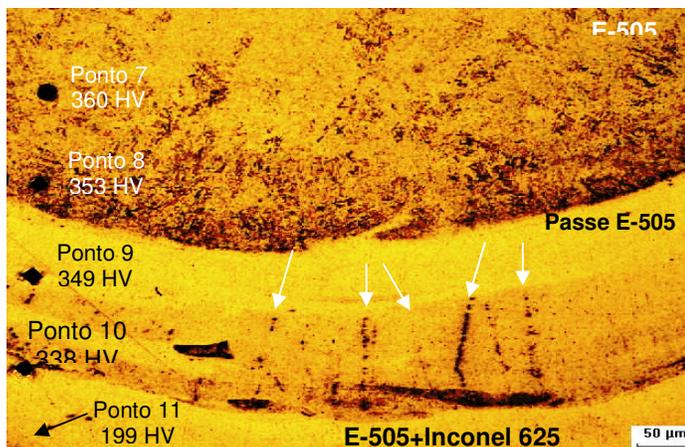


Figura 61 – Micrografia da região de Enchimento com depósito de solda E-505, impressões de microdureza da linha 03 na amostra submetida à 700 °C por 1000 horas, presença de micro trincas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

A figura 62 mostra a micrografia da região de solda raiz e revestimento de Inconel 625 da amostra submetida a temperatura de 700 °C por 1000 horas. A

presença de trincas no passe raiz é maior na extensão da área da solda raiz comparada as amostras submetidas às temperaturas menores.

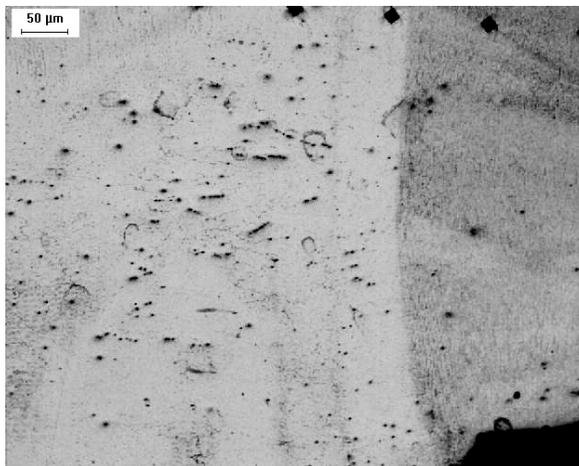


Figura 62 – Micrografia da região de almofada e passe raiz de Inconel 625. Presença de micro trincas na amostra submetida à 700°C por 1000 horas. Aumento 50X (Ataque com o reagente HCl+HNO₃+ácido acético).

6. CONCLUSÕES

Com base no material e nas técnicas empregadas é possível concluir que:

– Foi percebida a presença de algumas descontinuidades e defeitos na junta soldada sendo considerada como principal a presença de trincas na região de interface entre o depósito de solda de E-505 com o passe P2 de Inconel 625, na região de enchimento com o E-505 e na região de depósito de solda com passe raiz de Inconel 625. A presença e a evolução das trincas aumentam com relação a temperatura e o tempo de exposição das amostras ao tratamento térmico de envelhecimento.

– Quanto ao tratamento térmico de envelhecimento e procurando responder ao questionamento sobre a evolução das trincas segue a constatação de que todas as amostras apresentaram um aumento no valor da dureza do material depositado no passe raiz, Inconel 625. Com base nos perfis de microdureza ao longo de uma linha vertical nas amostras em temperatura de 500°C a dureza variou de 216 HV à 228 HV, em temperatura de 600°C de 212 HV à 269 HV e em temperatura de 700°C de 207 HV à 249 HV.

– As microdurezas das amostras submetidas às temperaturas de 600°C e 700°C foram superiores ao do material sem exposição à temperatura (230 HV).

– A região de interface entre o revestimento, almofada de Inconel 625, e o material base, tubo 9Cr-1Mo, apresentou uma trinca. Esta formação foi devido aos seguintes fatores: queda acentuada de microdureza entre o material base e o Inconel; microestrutura martensítica, grãos grosseiros e carbonetos no material base; microestrutura austenítica no Inconel 625.

– Foi percebida algumas descontinuidades e defeitos nas juntas soldadas nas amostras submetidas às temperaturas de 500°C, 600°C e 700°C. Os defeitos mais presentes foram as microtrincas localizadas nas regiões de interface entre as soldas de E-505 e ER-NiCrMo (Inconel 625) e na solda raiz.

– As microtrincas na região de passe de solda raiz estiveram presentes nas amostras a partir da temperatura de 500°C por 500 horas.

– A solda de enchimento efetuada com o eletrodo E-505-15 sofreu diluição com o Ni e o Mo, mudando a microestrutura martensítica para a austenítica na amostra submetida a temperatura de 500°C por 100 horas.

– Outro defeito presente foi a porosidade na região de solda de revestimento com Inconel 625 nas amostras.

– A presença de microtrinca entre a interface de solda de revestimento de Inconel 625 e o material base (9Cr-1Mo) foi observada na amostra exposta a temperatura de 500°C por 1000 horas que apresentou a diferença de microestrutura entre as regiões estudadas. A região de material base apresentou grãos grosseiros.

– Foi possível via análise por EBSD identificar a presença de fase Laves (Fe₂Mo) na região de solda passe raiz, podendo ser o formador das trincas.

– A presença de microtincas, porosidades e diferenças de dureza entre as fases presentes após a submissão à várias temperatura podem comprometer a eficiência do material no objetivo final de sua aplicação, diminuindo a confiabilidade de sua utilização.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. A 213/A 213M – 04, *Standard Specification for Seamless Ferritic and austenitic Alloy-Steel Boiler, superheater, and Heat-Exchanger Tubes*. ASTM, [S.l.] 2004.
2. A5.14/A5.14M-97, *Specification for Nickel and Nickel Alloys Bare Welding Electrodes and Rods*. AWS, [S.l.] 1997.
3. CIESLACK, M. J.; *Cracking phenomena associated with welding*. ASM Handbook [S.l.] [199-].
4. CIESLACK, M. J.; *The welding and solidification metallurgy of alloy 625*. Welding Journal (12), February 1987, p.49s – 56s.
5. CIESLACK M. J., HEADLEY T. J., KOLLIET, T., ROMIG JR, A. D.; *A melting and solidification study of alloy 625*. Metallurgical transactions A, [198-], vol. 19A, p.2319 – 2331.
6. COLLINS, M. G.; LIPPOLD. J. C.; *An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-based Filler Material – Part I*. Welding Research, October 2003, p.288s-295s.
7. DALLAM, C. B.; DAMKROGER, B. K.; *Characterization of welds*. ASM Handbook, [S.l.], [s.n].
8. DUPONT, J. N.; BANOVIC, S. W.; MARDER, A. R.; *Microstrutural evolution and weldability of dissimilar weld between a super austenitic stainless steel and nickel-based alloys*. Supplement to the Welding Journal, June 2003, p.125s-135s.
9. DUPONT, J. N.; *Microstructural Development and Solidification Crackin Suscptibility of a Stabilized Stainless Steel*. Welding Research Supplement, p.253s-263s.
10. ECKSTEIN, C. B.; NOGUEIRA, L. J.; HAMMERLE, J. R.; *Exportação da corrosão naftênica para unidades UFCC-UCR-HDT – Critérios de seleção de materiais*. II Workshop Corrosão Naftênica, 2004.

11. EL-DASHER, B. S.; TORRES, S. G.; *Second Phase Precipitation in As-Welded and Solution Annealed Alloy 22 Welds*. ASME Pressure Vessels & Piping Conference, Denver, July 2005.
12. ERNST, S. C.; *Postweld heat treatment of nonferrous high-temperature materials*. ASM Handbook; Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6, p572-574.
13. FAUKNER, R. G.; *Modelling Weld Microstructures in Ferritic and Austenitic Steels*. Loughborough, [S.I], [s,n].
14. FLOREEN, S.; *Composition Effects Within the Chemical Specification for Alloy 22*. Waste Package Materials Performance Peer Review, February, [s,n], 2002.
15. FORET, R.; ZLAMAL, B.; SOPOUSEK, J.; *Structural Stability of Dissimilar Weld between Two Cr-Mo-V Steels*. Welding Journal, October, 2006.
16. GODEFROID, L. B.; LOPES, J. A. M.; AL-RUBAIE, K. S.; *Tenacidade à Fratura e Propagação de Trinca de Fadiga de uma Superliga Inconel 600*. Revista Matéria, V. 9, n. 4, p. 315-324, 2004.
17. HINSHAW, E. B.; *Welding of nickel alloys*. ASM Handbook, [S.I], [s,n].
18. HONEYCOMBE, R. W. K.; BHADSHIA, H. K. D. K.; *Steels – Microstructure and Properties*. Second Edition, [S.I], 1996.
19. HUPPI, G. S.; DAMKROGER, B. K.; DALLAM, C. B.; *Weldments*. ASM Handbook – Metals Handbook; Metallography and Microstructures, Vol. 9, p.577-586.
20. JORDAN, D. E.; *Stress-corrosion cracking of nickel-base alloy weldments*. IX International Institute of Welding – Annual Assembly, Montreal, 1980.
21. KISER, S. D.; *Special metallurgy welding considerations for nickel and cobalt alloys and superalloys*. ASM Handbook; Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6, [S.I], p.575-579

22. KOLHER, M.; *Effect of the elevated-temperature-precipitation in alloy 625 on properties and microstructures*. Superalloy 718, 625 e various derivate TMS, p.363 – 374, 1991.
23. KOU, S.; *Welding Metallurgy*. John Wiley & Sons, [S.I], 1987.
24. KUMAR, A.; CHOUDHARY, K. L.; JAYAKUMAR, T.; RAO, K. B. S.; RAJ, B.; *Characterization of microstructure in 9% chromium ferritic steels using ultrasonic measurements*. Trans. Indian Inst. Met, Vol. 56, N° 5, October 2003, p.483-497.
25. LINGENFELTER, A. C.; *General welding characteristics of high-temperature alloys*. ASM Handbook; Welding, Brazing and Soldering, [S.I], Vol. 6, p.563-565.
26. LUNDIN, C. D.; *Dissimilar metal welds – Transition joint literature review*. Welding Journal, [S.I], p.58s – 63s, 1982.
27. MANKINS, W. L.; LAMB, S.; *Nickel and nickel alloys*. ASM Handbook - Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys, [S.I], Vol. 2, p.428-445, 1990.
28. OGBORN, J. S.; OLSON, D. L.; CIESLACK, M. J.; *Influence of solidification on the microstructural evolution of nickel base weld metal*. Materials Science and Engineering A203, 1995, p.134-139.
29. PÉREZ, G. J. A.; *Caracterização das Fases Presentes em Depósito de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço 9Cr-1Mo Usados em Fornos de Refinaria de Petróleo*. Dissertação de Mestrado, UFC, 2005.
30. PINHO, A. Z.; *Evolução Microestrutural de uma Superliga de Níquel do tipo Inconel 792 Durante Reparo de Palhetas de Turbina a Gás*. Tese de Doutorado, UFRJ, Março 2001.
31. RAE, C. M.; REED, R. C.; *The Precipitation of Topologically Close-Packed Phases In Rhenium-Containing Superalloys*. Acta Materialia, V. 49, 2001, p. 4113-4125.
32. RAI, S. K.; KUMAR, A.; SHANKAR, V.; JAYAKUMAR, T., RAO, K. B. S.; RAJ, B.; *Characterization of microstructures in Inconel 625 using X-ray diffraction*

- peak broadening and lattice parameter measurements*. Scripta Materialia 51, 2004, p. 59-63.
33. ROBSON, J. D.; *Modelling of carbides and Laves phases precipitation in 9-12 wt% chromium steel*. Dissertação submetida para grau de Doutor em Filosofia pela Universidade de Crambidge, 1996.
34. ROSTFRIA S. *MNC Handbook*, Metallnormcentralen, Stockholm, Sweden, 1983.
35. REN-KAE, S. Y. Y.; SHIUE, R. H.; CHEN, C.; *The Study of Carbon Migration in Dissimilar Welding of the Modified 9Cr-1Mo Steel*. Journal of Materials Science Letters 20, 2001, p. 1429-1432.
36. SANTELLA, M. L.; SWINDEMAN, R. W.; REED, R. W.; TANZOSH, J. M.; *Martensite formation in 9 Cr – 1 Mo steel weld metal and its effect on creep behavior*. EPRI Conference on 9Cr Materials Fabrication and Joining, 2001 - Oak Ridge National Laboratory.
37. SHANKAR, V.; RAO, K. S.; MANNAN, S. L.; *Microstruture and mechanical properties of Inconel 625 superalloy*. Journal of Nuclear Materials 288, 2001, p. 222-232.
38. SIREESHA, M.; ALBERT, S. K.; SUNDARESAN, S.; *Thermal cycling of transition joints between modified 9Cr-1Mo steel and alloy 800 for steam generator application*. International Journal or Pressure Vessels and Piping, Vol. 79, 2002, p. 819-827.
39. SMITH, W. F.; *Structure and Properties of Engineering Alloys*. McGraw-Hill Series in Materials Science and Engineering, 2^a Edition, 1993.
40. STOLOFF, N. S.; *Whought and P/M superalloys*. ASM Handbook – Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys, Vol. 1, p. 950-980, 1990.
41. SUMMERS, T. S. E.; REBAK, R. B.; SEELEY, R. R.; *Influence of thermal aging on the mechanical and corrosion properties of C-22 alloy welds*. The Minerals-Metals-Materials Society Conference, St. Lous, October 2000.

42. THOMAS, C.; TAIT, P.; *The performance of alloy 625 in long-term intermediate temperature applications*. Int. J. Pres. Ves. & Piping 59, [S.I.], 1994, p. 41-49.
43. THOMPSON, R. G.; *Welding metallurgy of nonferrous high-temperature materials*. ASM Handbook; Welding, Brazing and Soldering, [S.I.], Vol. 6, p 566-571.
44. TILLACK, D. J.; *Selection of nickel, nickel-copper, nickel-chromium, and nickel-chromium-iron alloys*. ASM Handbook, [S.I.].
45. VILILA, J. M. C.; ANDRADE, M. S.; OLIVEIRA, N. J. L., SANTOS, C. E. R., BUONO, V. T. L., GONZALEZ, B. M., MANTEL, M. J.; *Atomic Force Microscopy Observation of Chromium Carbide Precipitates after reverse transformation of Strees Induced martensite in AISI 304 Stainless Steel*. Acta Microscopica, vol. 10, Supplement 1, [S.I.], April 2001.
46. VOORT, G. F. V.; JAMES, H. M.; *Wrought heat-resistant alloys*. ASM Handbook, 1989 [S.I.].
47. VOORT, G. F. V.; *Metallography principles and practice*. Asm Handbook, [S.I.], vol. 9, p. 305-329, 1985.
48. ZHAO, S.; XIE, X.; SMITH, G. D.; PATEL, S. J.; *Gamma prime coarsening and age-hardening behaviors in a new nickel base superalloy*. Materials letters, [S.I.], V. 58, 2003, p. 1784-1787.

8. ANEXOS

8.1 Anexo dos resultados de microdureza

Resumo da microdureza da linha 01 das amostras submetidas à temperatura de 500°C – Tabela 18.

Pontos	10h	Local	100 h	Local	500 h	Local	1000 h	Local
1	351	E-505	342	E-505	291	E-505	308	E-505
2	316		337		301		320	
3	350		340		309		325	
4	356		343		316		322	
5	358		351		300		318	
6	355		328		307		328	
7	352		348		299		321	
8	344		330		320		334	
9	347		339		308		329	
10	337		176		Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625		322	
11	345	184	334	326				
12	237	Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625	195	332		278	Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625	
13	173		183	315		185		
14	171		213	326	180			
15	162		175	330	204			
16	192	com Inconel	175	com Inconel	188	Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625	213	com Inconel
17	214		289		183		221	
18	227		215		182		225	
19	225		206		185		232	
20	216		229		229		232	
21	214		217		240		256	
22	213		217		243		243	
23	206		233		227		237	
24	232	232	224	225				
25			201		232		215	
26			207		220		298	
27					209			

8.1.1 Amostras submetida à temperatura de 500°C exposto por 10 horas

8.1.1.1 Microdureza referente aos pontos da linha 01 – tabela 19

Pontos	Linha 01	Região
1	351	
2	316	
3	350	
4	356	
5	358	
6	355	E-505
7	352	
8	344	
9	347	
10	337	
11	345	
<hr/>		
12	237	
13	173	Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625
14	171	
15	162	
16	192	
<hr/>		
17	214	
18	227	
19	225	
20	216	Raiz com Inconel 625
21	214	
22	213	
23	206	

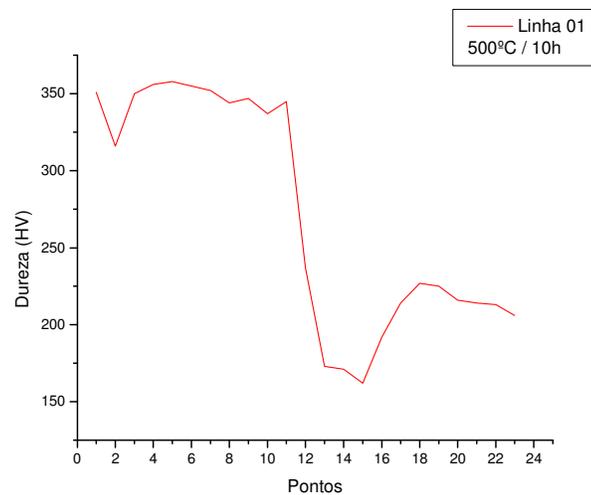


Figura 63 – Perfil de microdureza da linha 01, amostra 500°C/10h.

8.1.1.2 Microdureza referente aos pontos da linha 02 – Tabela 20

Pontos	Linha 02	Região
1	345	
2	325	
3	370	
4	359	
5	365	
6	375	E-505
7	375	
8	371	
9	281	
10	271	
11	247	
12	152	Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625
13	221	
14	227	
15	240	
16	239	Raiz com Inconel 625
17	242	
18	219	
19	337	

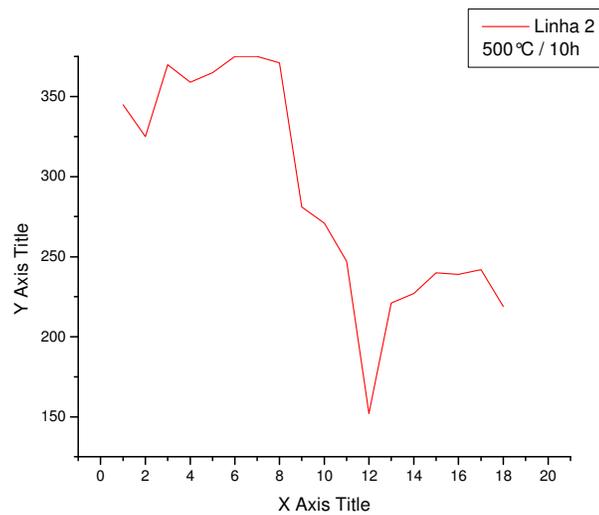


Figura 64 – Perfil de microdureza da linha 02, amostra 500°C/10h.

8.1.1.3 Microdureza referente aos pontos da linha 03 – Tabela 21

Pontos	Linha 03	Região
1	346	
2	365	
3	379	
4	378	
5	314	
6	366	E-505
7	324	
8	200	
9	176	
10	239	
11	286	
12	162	Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625
13	252	
14	220	
15	227	
16	218	
17	194	Raiz com Inconel 625
18	212	
19	229	
20	237	
21	262	

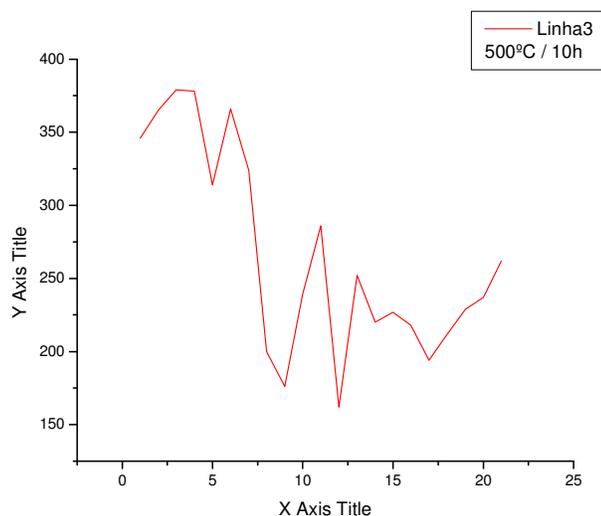


Figura 65 – Perfil de microdureza da linha 03, amostra 500°C/10h.

8.1.1.4 Microdureza referente aos pontos da linha 04 – Tabela 22

Pontos	Linha 04	Região
1	153	
2	181	
3	208	
4	199	
5	220	
6	281	
7	320	
8	403	Material base 9Cr-1Mo
9	188	
10	341	
11	369	
12	338	
13	285	
14	329	
15	188	
16	228	
17	231	
18	238	Raiz com Inconel 625
19	214	
20	234	
21	220	

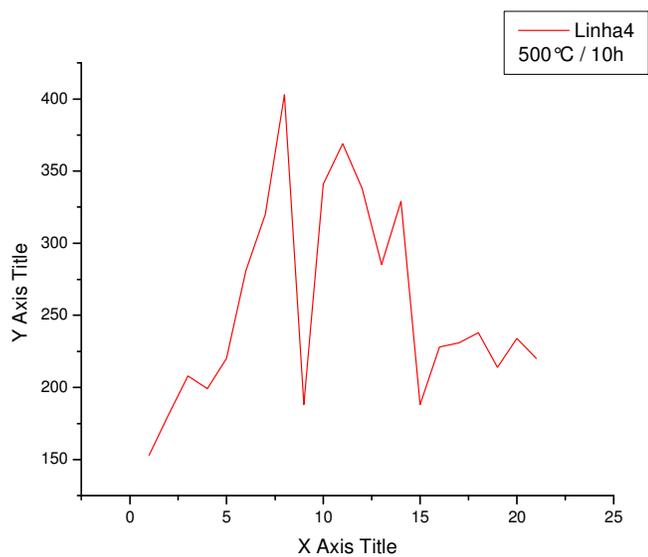


Figura 66 – Perfil de microdureza da linha 02, amostra 500 °C/10h.

8.1.1.5 Microdureza referente aos pontos da linha 05 – Tabela 23

Pontos	Linha 05	Região
1	175	Material base 9Cr-1Mo
2	297	
3	327	
4	372	
5	272	
6	414	
7	359	
8	307	
9	273	
10	159	
11	247	Raiz com Inconel 625
12	219	
13	235	
14	226	
15	216	
16	225	
17	220	
18	232	
19	237	

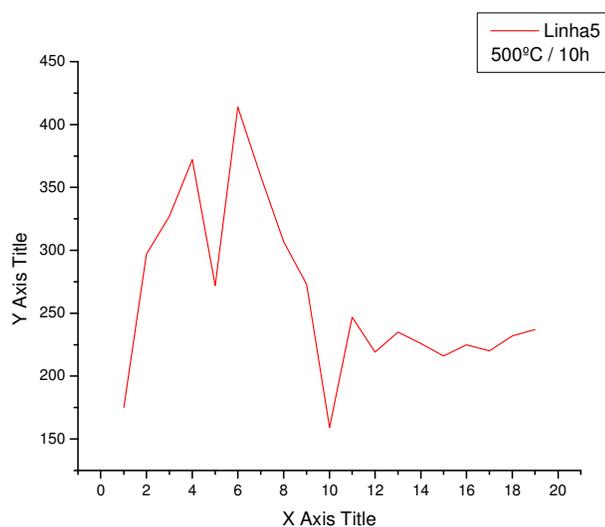


Figura 67 – Perfil de microdureza da linha 05, amostra 500°C/10h.

8.1.2 Amostras submetida à temperatura de 500°C exposto por 100 horas

8.1.2.1 Microdureza referente aos pontos da linha 01 – Tabela 24

Pontos	Linha 01	Região
1	342	E-505
2	337	
3	340	
4	343	
5	351	
6	328	
7	348	
8	330	
9	339	
10	176	Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625
11	184	
12	195	
13	183	
14	213	
15	175	Raiz com Inconel 625
16	175	
17	289	
18	215	
19	206	
20	229	
21	217	
22	217	
23	233	
24	232	

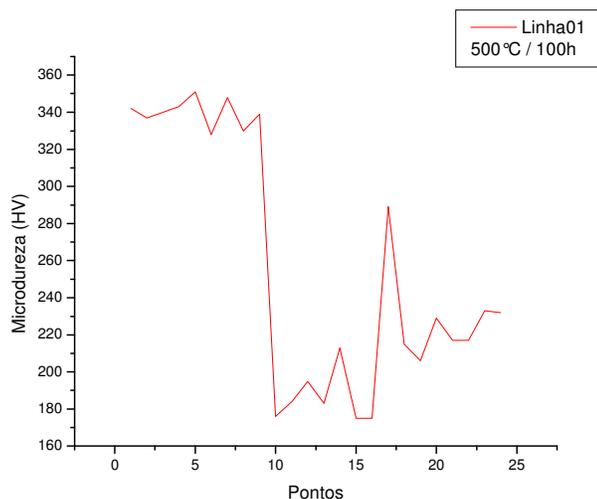


Figura 68 – Perfil de microdureza da linha 01, amostra 500°C/100h.

8.1.2.2 Microdureza referente aos pontos da linha 02 – Tabela 25

Pontos	Linha 02	Região
1	322	
2	321	
3	323	
4	335	
5	330	
6	329	
7	328	E-505
8	334	
9	365	
10	373	
11	370	
12	358	
<hr/>		
13	229	
14	205	
15	200	
16	194	
17	203	
18	205	Raiz com Inconel 625
19	233	
20	230	
21	242	
22	245	

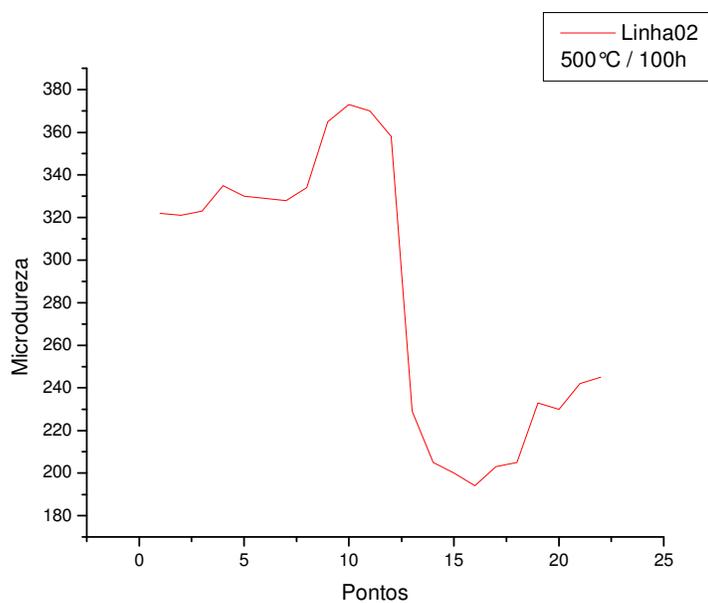


Figura 69 – Perfil de microdureza da linha 02, amostra 500 °C/100h.

8.1.2.3 Microdureza referente aos pontos da linha 03 – Tabela 26

Pontos	Linha 03	Região
1	348	E-505
2	343	
3	353	
4	353	
5	349	
6	363	
7	356	
8	220	Interface entre E-505 e Inconel 625
9	243	
10	182	
11	200	
12	175	
13	246	Raiz com Inconel 625
14	229	
15	223	
16	214	
17	216	
18	227	
19	253	
20	262	
21	271	

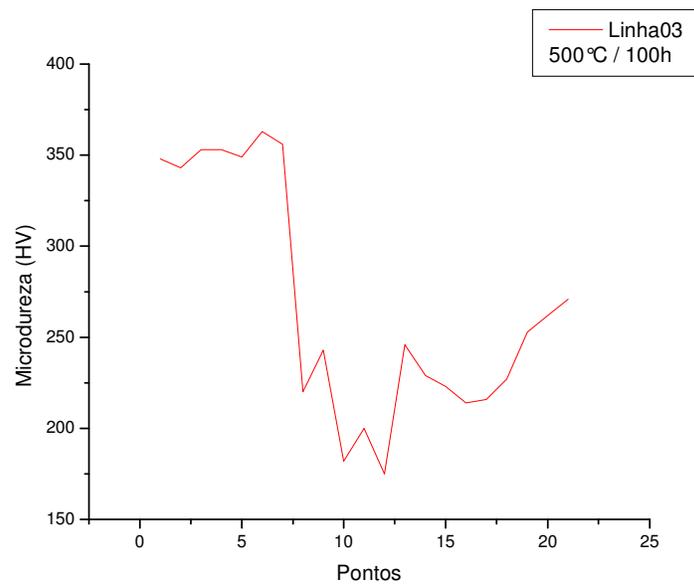


Figura 70 – Perfil de microdureza da linha 03, amostra 500 °C/100h.

8.1.2.4 Microdureza referente aos pontos da linha 04 – Tabela 27

Pontos	Linha 04	Região
1	300	
2	556	
3	409	
4	424	
5	358	
6	338	E-505
7	341	
8	492	
9	389	
10	315	
11	302	
12	273	
13	275	
14	184	
15	260	
16	219	
17	229	Raiz com Inconel 625
18	242	
19	218	
20	222	
21	230	
22	250	

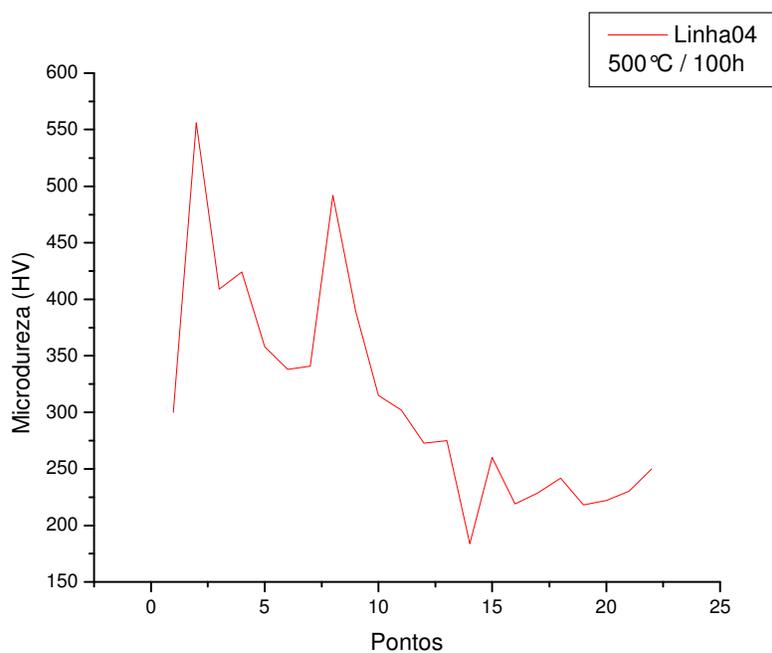


Figura 71 – Perfil de microdureza da linha 04, amostra 500 °C/100h.

8.1.2.5 Microdureza referente aos pontos da linha 05 – Tabela 28

Pontos	Linha 05	Região
1	155	
2	281	
3	301	
4	277	
5	297	E-505
6	310	
7	331	
8	357	
<hr/>		
9	289	
10	225	
11	231	
12	217	
13	218	Almofada de Inconel 625
14	226	
15	221	
16	212	

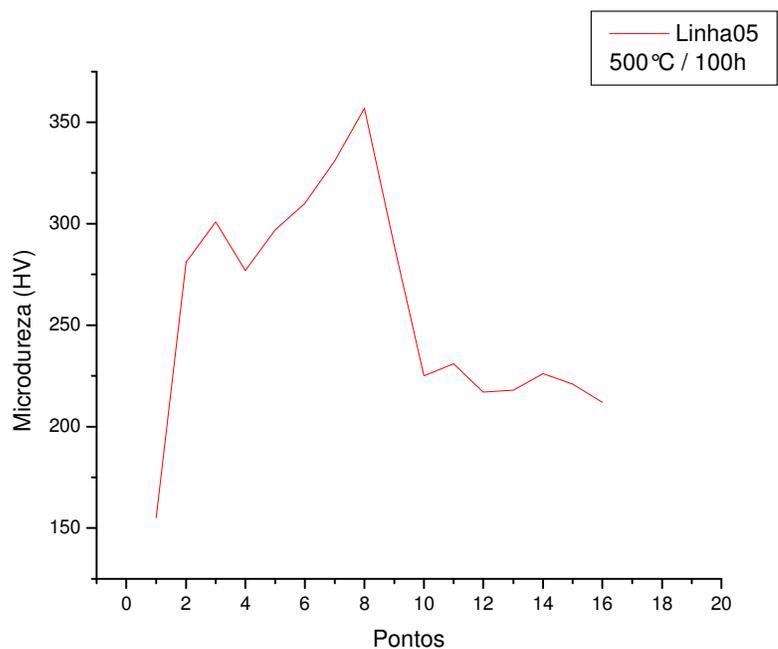


Figura 72 – Perfil de microdureza da linha 05, amostra 500 °C/100h.

8.1.3 Amostras submetida à temperatura de 500°C exposto por 500 horas

8.1.3.1 Microdureza referente aos pontos da linha 01 – Tabela 29

Pontos	Linha 01	Região
1	291	
2	301	
3	309	
4	316	
5	300	
6	307	
7	299	
8	320	E-505
9	308	
10	322	
11	334	
12	332	
13	315	
14	326	
15	330	
16	188	
17	183	Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625
18	182	
19	185	
20	229	
21	240	
22	243	
23	227	Raiz com Inconel 625
24	224	
25	232	
26	220	
27	209	

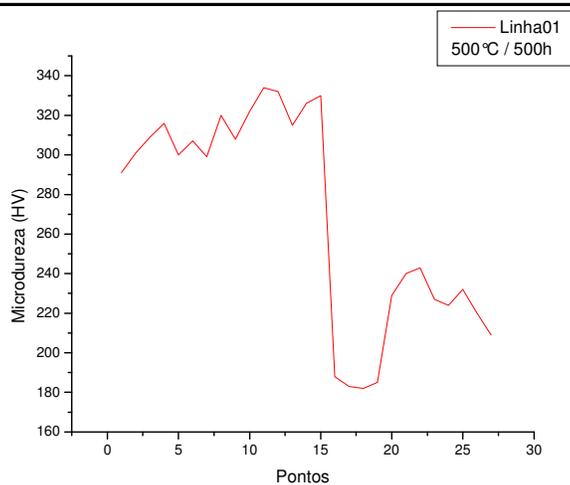


Figura 73 – Perfil de microdureza da linha 01, amostra 500 °C/500h.

8.1.3.2 Microdureza referente aos pontos da linha 02 – Tabela 30

Pontos	Linha 02	Região
1	276	
2	286	
3	293	
4	299	
5	301	
6	293	
7	283	
8	308	E-505
9	308	
10	310	
11	314	
12	314	
13	316	
14	341	
15	235	
16	230	Interface entre E-505 e Inconel 625
17	196	
18	225	
19	233	
20	232	
21	244	Almofada de Inconel 625
22	260	
23	227	

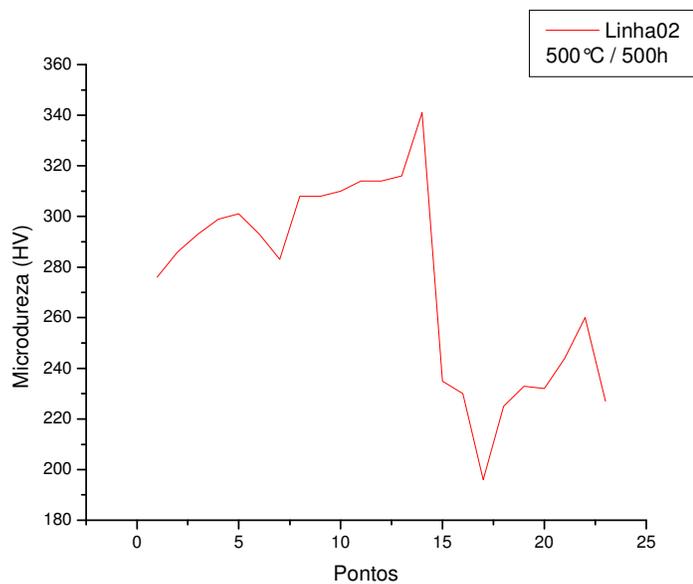


Figura 74 – Perfil de microdureza da linha 02, amostra 500 °C/500h.

8.1.3.3 Microdureza referente aos pontos da linha 03 – Tabela 31

Pontos	Linha 03	Região
1	312	E-505
2	318	
3	317	
4	327	
5	324	
6	311	
7	186	
8	191	
9	214	
10	316	
11	155	Interface entre E-505 e Inconel 625
12	210	
13	215	Almofada de Inconel 625
14	228	
15	216	
16	231	
17	228	
18	249	
19	254	
20	250	
21	263	
22	276	

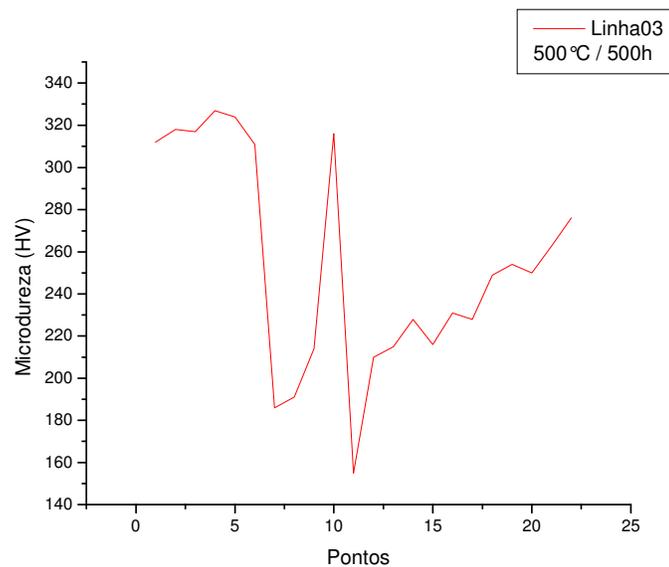


Figura 75 – Perfil de microdureza da linha 03, amostra 500 °C/500h.

8.1.3.4 Microdureza referente aos pontos da linha 04 – Tabela 32

Pontos	Linha 04	Região
1	284	Material base
2	309	
3	308	
4	296	
5	310	
6	291	
7	296	
8	292	
9	236	
10	213	Almofada de Inconel 625
11	222	
12	224	
13	210	
14	215	
15	220	
16	226	
17	230	
18	235	

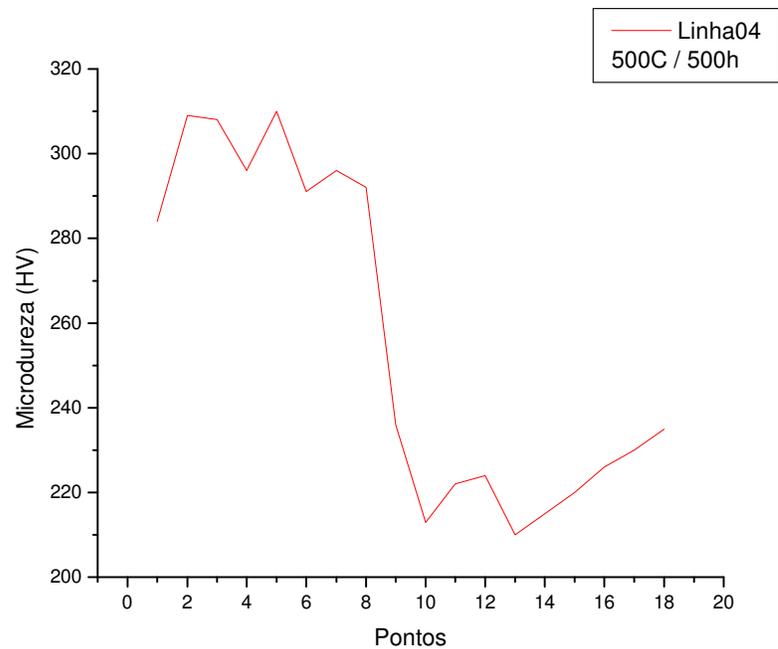


Figura 76 – Perfil de microdureza da linha 04, amostra 500°C/500h.

8.1.3.5 Microdureza referente aos pontos da linha 05 – Tabela 33

Pontos	Linha 05	Região
1	348	
2	230	
3	231	
4	220	
5	222	
6	245	
7	159	
8	254	Material base
9	280	
10	261	
11	292	
12	273	
13	289	
14	271	
15	194	
<hr/>		
16	294	
17	293	
18	274	
19	274	Almofada de Inconel 625
20	277	
21	239	
22	220	

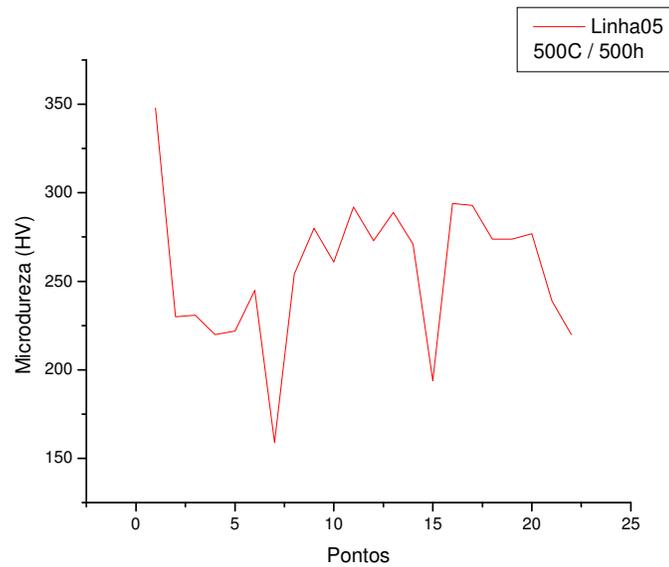


Figura 77 – Perfil de microdureza da linha 05, amostra 500°C/500h.

8.1.4 Amostras submetida à temperatura de 500°C exposto por 1000 horas.

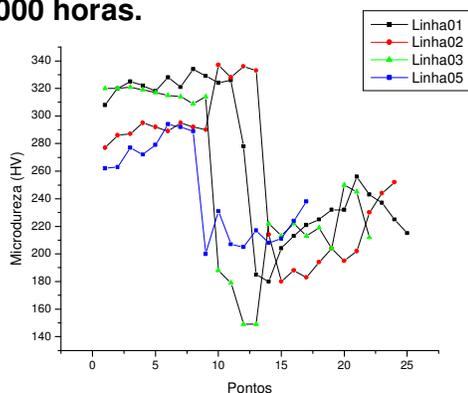


Figura 78 - Perfil de microdureza

8.1.4.1 Microdureza referente aos pontos da linha 01 – Tabela 34

Pontos	Linha 01	Região
1	308	
2	320	
3	325	
4	322	
5	318	
6	328	E-505
7	321	
8	334	
9	329	
10	324	
11	326	
12	278	
13	185	Interface entre E-505 e 1º passe de Inconel 625
14	180	
15	204	
16	213	
17	221	
18	225	
19	232	
20	232	
21	256	Raiz com Inconel 625
22	243	
23	237	
24	225	
25	215	

8.1.4.2 Microdureza referente aos pontos da linha 02 – Tabela 35

Pontos	Linha 02	Região
1	277	
2	286	
3	287	
4	295	
5	292	
6	289	
7	295	E-505
8	292	
9	290	
10	337	
11	328	
12	336	
13	333	
14	214	
15	180	Interface entre E-505 e Inconel 625
16	188	
17	183	
18	194	
19	204	
20	195	
21	202	Almofada de Inconel 625
22	230	
23	244	
24	252	

8.1.3.3 Microdureza referente aos pontos da linha 03 – Tabela 36

Pontos	Linha 03	Região
1	320	
2	320	
3	321	
4	319	
5	317	E-505
6	315	
7	314	
8	309	
9	314	
10	188	
11	179	Interface entre E-505 e Inconel 625
12	149	
13	149	
14	222	
15	213	
16	222	
17	213	
18	219	Almofada de Inconel 625
19	204	
20	250	
21	245	
22	212	

8.1.3.4 Microdureza referente aos pontos da linha 04 – Tabela 37

Pontos	Linha 04	Região
1	214	
2	253	
3	268	
4	288	
5	265	
6	293	
7	293	
8	313	Material base
9	273	
10	295	
11	305	
12	294	
13	281	
14	285	
15	237	
16	148	
17	225	
18	243	
19	229	
20	219	Almofada de Inconel 625
21	234	
22	237	
23	235	
24	240	

8.1.3.5 Microdureza referente aos pontos da linha 05 – Tabela 38

Pontos	Linha 05	Região
1	262	
2	263	
3	277	
4	272	
5	279	Material base
6	294	
7	292	
8	289	
9	200	
10	231	
11	207	
12	205	
13	217	Almofada de Inconel 625
14	208	
15	211	
16	224	
17	238	

8.2.1 Amostras submetida à temperatura de 600°C

8.2.1.1 Microdureza referente aos pontos da linha 01 – Tabela 39

Pontos	100 h	Local	500 h	Local	1000 h	Local
1	257		224		220	
2	256		234		219	
3	261		236		225	
4	220		230		224	
5	258		233		226	
6	255	E505	225		237	E505
7	272		229		232	
8	265		227	E505	228	
9	272		239		230	
10	275		243		218	
11	283		242		286	
12	259		242		291	
13	181		226		295	
14	166	Interfa ce	182		305	Interfa ce
15	184		176		201	
16	222		179		318	
17	215		275	interra ca	224	
18	214		283		201	
19	222		274		275	
20	207		330		289	
21	210	Incone l 625	261		290	Inconel 625
22	211		266	Inconel 625	269	
23	217		246		259	
24	214		265		275	
25	201		288		312	
26	207		264		298	

8.2.2 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 100 horas, 500 horas e 1000 horas

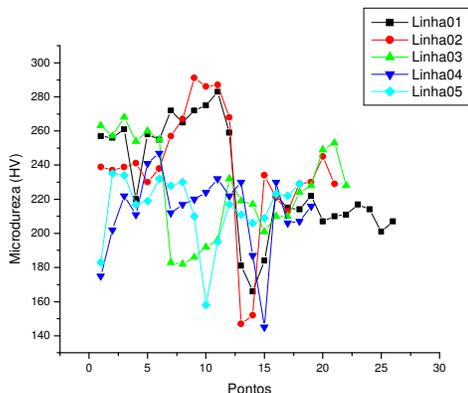


Figura 79 - Perfil de microdureza

8.2.2.2 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 100 horas, linha 02 – Tabela 41

Pontos	Linha 02	Região
1	239	E-505
2	237	
3	239	
4	241	
5	230	
6	238	
7	257	
8	267	
9	291	
10	286	
11	287	
12	268	
13	147	Interface
14	152	
15	234	
16	221	Inconel 625
17	213	
18	229	
19	230	
20	245	
21	229	

8.2.2.1 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 100 horas, linha 01 – Tabela 40

Pontos	Linha 01	Região
1	257	E-505
2	256	
3	261	
4	220	
5	258	
6	255	
7	272	
8	265	
9	272	
10	275	
11	283	
12	259	
13	181	Interface
14	166	
15	184	
16	222	Inconel 625
17	215	
18	214	
19	222	
20	207	
21	210	
22	211	
23	217	
24	214	
25	201	
26	207	

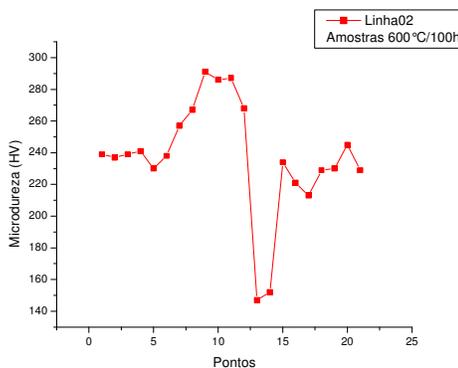


Figura 80 - Perfil de microdureza da linha 02, amostra 600°C/100h.

8.2.2.3 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 100 horas, linha 03 – Tabela 42

Pontos	Linha 03	Região
1	263	E-505
2	257	
3	268	
4	254	
5	260	
6	255	
7	183	
8	182	
9	186	
10	192	
11	196	
12	232	
13	219	Interface
14	217	
15	201	
16	210	Inconel 625
17	210	
18	224	
19	228	
20	249	
21	253	
22	228	

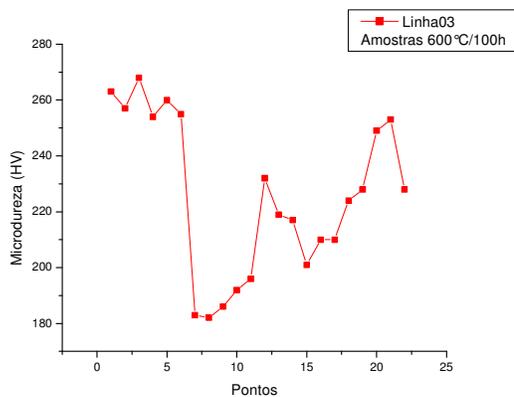


Figura 81 - Perfil de microdureza da linha 03, amostra 600°C/100h.

8.2.2.4 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 100 horas, linha 04 – Tabela 43

Pontos	Linha 04	Região
1	175	MB
2	202	
3	222	
4	211	
5	241	
6	247	
7	212	
8	217	
9	220	
10	224	
11	232	
12	222	
13	230	Interface
14	187	
15	145	
16	230	Inconel 625
17	206	
18	207	
19	216	

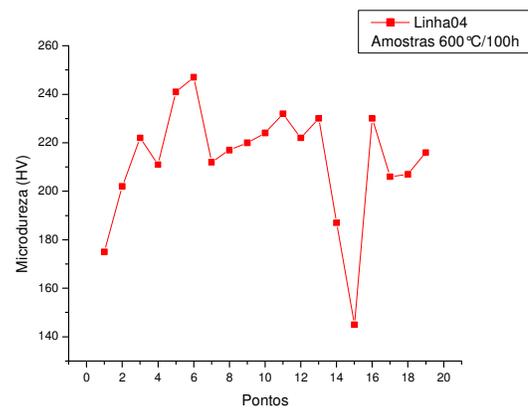


Figura 82 - Perfil de microdureza da linha 04, amostra 600°C/100h.

8.2.2.5 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 100 horas, linha 05 – Tabela 44

Pontos	Linha 05	Região
1	183	MB
2	235	
3	234	
4	217	
5	219	
6	232	
7	228	
8	230	
9	210	
10	158	
11	195	
12	217	
13	211	Interface
14	206	
15	209	
16	223	Inconel 625
17	222	
18	229	

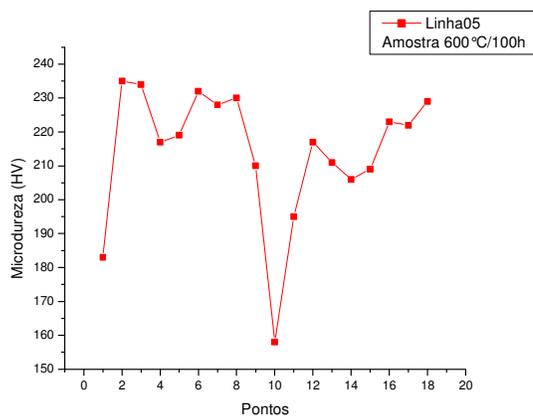


Figura 83 - Perfil de microdureza da linha 05, amostra 600°C/100h.

8.2.3.1 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 500 horas, linha 01 – Tabela 45

Pontos	Linha 01	Região
1	224	E-505
2	234	
3	236	
4	230	
5	233	
6	225	
7	229	
8	227	
9	239	
10	243	
11	242	
12	242	
13	226	Interface
14	182	
15	176	
16	179	Inconel 625
17	275	
18	283	
19	274	
20	330	
21	261	
22	266	
23	246	
24	265	
25	288	
26	264	

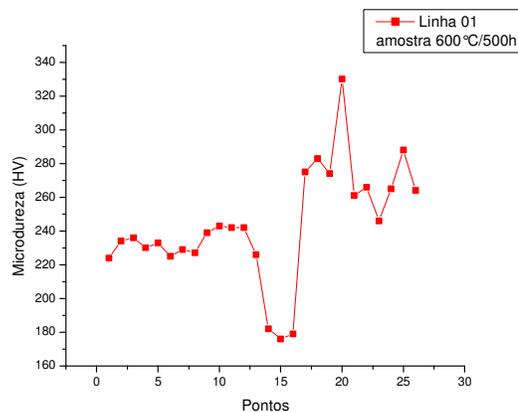


Figura 84 - Perfil de microdureza da linha 01, amostra 600°C/500h.

8.2.3.2 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 500 horas, linha 02 – Tabela 46

Pontos	Linha 02	Região
1	216	E-505
2	221	
3	214	
4	211	
5	208	
6	214	
7	176	Interface
8	183	
9	189	
10	201	
11	143	
12	148	Inconel 625
13	223	
14	206	
15	210	
16	206	
17	222	
18	227	
19	223	
20	246	

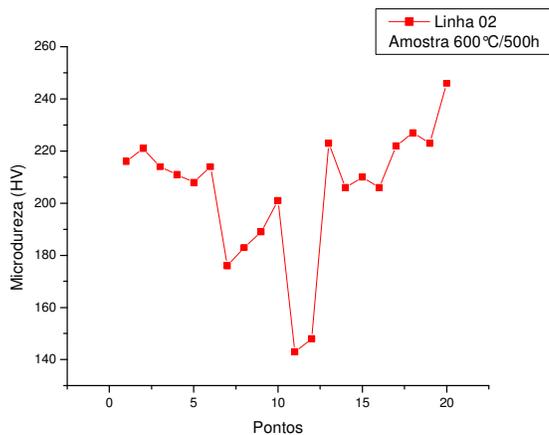


Figura 85 - Perfil de microdureza da linha 02, amostra 600°C/500h.

8.2.4.1 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 1000 horas, linha 01 – Tabela 47

Pontos	Linha 01	Região
1	220	E-505
2	219	
3	225	
4	224	
5	226	
6	237	
7	232	Interface
8	228	
9	230	
10	218	Inconel 625
11	286	
12	291	
13	295	
14	305	
15	201	
16	318	
17	224	
18	201	
19	275	
20	289	
21	290	
22	269	
23	259	
24	275	
25	312	
26	298	

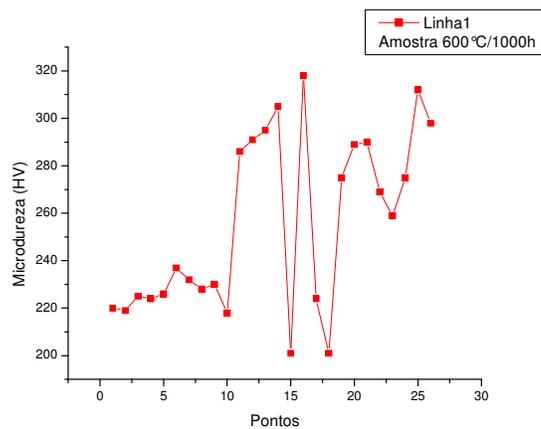


Figura 86 - Perfil de microdureza da linha 01, amostra 600°C/1000h.

8.2.4.2 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 1000 horas, linha 02 – Tabela 48

Pontos	Linha 02	Região
1	232	E-505
2	228	
3	233	
4	237	
5	233	
6	235	
7	235	
8	230	
9	245	
10	306	
11	293	
12	310	
13	171	Interface
14	200	
15	246	Inconel 625
16	251	
17	241	
18	257	
19	246	

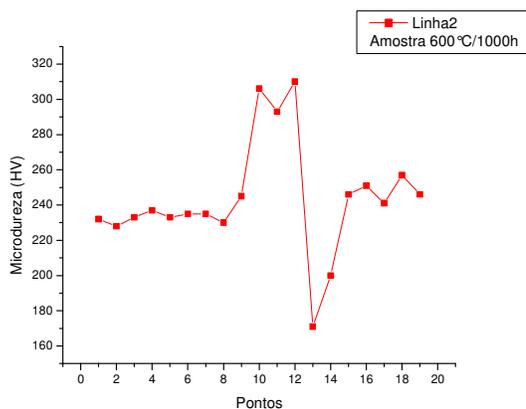


Figura 87 - Perfil de microdureza da linha 02, amostra 600°C/1000h.

8.2.4.3 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 1000 horas, linha 03 – Tabela 49

Pontos	Linha 03	Região
1	220	E-505
2	222	
3	221	
4	220	
5	261	
6	201	
7	207	
8	192	Interface
9	204	Inconel 625
10	230	
11	218	
12	225	
13	231	
14	216	
15	240	
16	244	

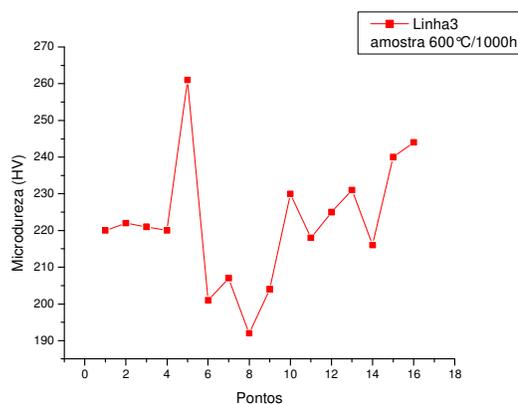


Figura 88 - Perfil de microdureza da linha 03, amostra 600°C/1000h.

8.2.4.4 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 1000 horas, linha 04 – Tabela 50

Pontos	Linha 04	Região
1	230	MB
2	232	
3	235	
4	242	
5	239	
6	216	
7	209	
8	215	
9	214	
10	211	
11	207	
12	159	Interface
13	236	Inconel 625
14	238	
15	237	
16	240	
17	236	

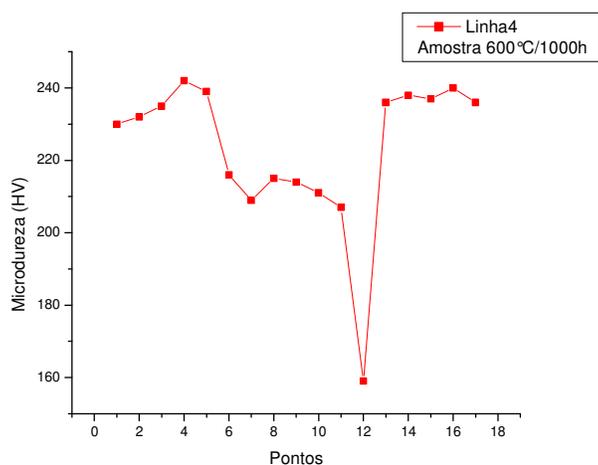


Figura 89 - Perfil de microdureza da linha 04, amostra 600°C/1000h.

8.2.4.5 Amostras submetida à temperatura de 600°C exposto por 1000 horas, linha 05 – Tabela 51

Pontos	Linha 05	Região
1	205	MB
2	206	
3	210	
4	216	
5	218	
6	229	
7	218	
8	200	
9	173	Interface
10	217	Inconel 625
11	220	
12	225	
13	221	
14	225	
15	230	
16	243	

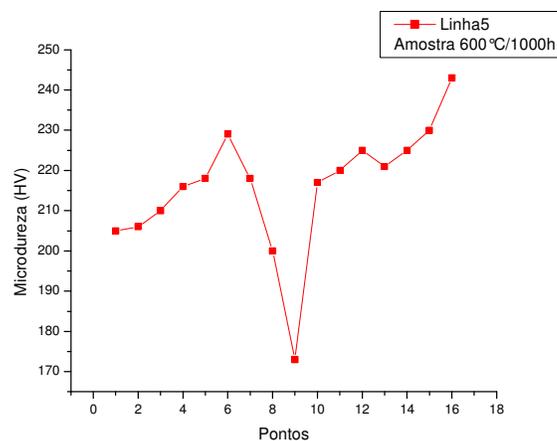


Figura 90 - Perfil de microdureza da linha 05, amostra 600°C/1000h.

8.3.1 Amostras submetida à temperatura de 700°C

8.3.1.1 Microdureza referente aos pontos da linha 01 – Tabela 52

Pontos	10h	Local	100 h	Local	500 h	Local	1000 h	Local
1	330		336		367		313	
2	321		336		356		285	
3	330		324		361		311	
4	326		305	E-505	344	E-505	348	E-505
5	330		289		345		354	
6	335	E-505	257		338		347	
7	340		298		314		294	
8	325		166		189		180	
9	347		166		202	Interface entre E-505 e 1º	171	
10	342		171		201	Interface entre E-505 e 1º	167	Interface entre E-505 e 1º
11	354		176	Interface entre E-505 e 1º	180	Interface entre E-505 e 1º	184	Interface entre E-505 e 1º
12	362		176	Interface entre E-505 e 1º	189	Interface entre E-505 e 1º	182	Interface entre E-505 e 1º
13	235		163	Interface entre E-505 e 1º	196	Interface entre E-505 e 1º	232	Interface entre E-505 e 1º
14	188		158	Interface entre E-505 e 1º	196	Interface entre E-505 e 1º	191	Interface entre E-505 e 1º
15	182	Interface entre E-505 e 1º	177	Interface entre E-505 e 1º	205	Interface entre E-505 e 1º	177	Interface entre E-505 e 1º
16	176	Interface entre E-505 e 1º	165	Interface entre E-505 e 1º	258	Interface entre E-505 e 1º	202	Interface entre E-505 e 1º
17	191	Interface entre E-505 e 1º	172	Interface entre E-505 e 1º	282	Interface entre E-505 e 1º	222	Interface entre E-505 e 1º
18	207	Interface entre E-505 e 1º	169	Interface entre E-505 e 1º	241	Interface entre E-505 e 1º	242	Interface entre E-505 e 1º
19	192		227		260		242	
20	199		224				267	
21	205		200	Raiz com Inconel 625				
22	220	Raiz com Inconel 625	215	Raiz com Inconel 625				
23	213	Raiz com Inconel 625	227					
24	214							

8.3.1.2 Amostras submetida à temperatura de 700°C por 10 horas, linha 02 – tabela 53

Pontos	Linha 02	Região
1	240	E-505
2	254	
3	305	
4	313	
5	318	
6	319	
7	325	
8	328	
9	337	
10	332	
11	319	
12	175	Interface
13	174	
14	176	Inconel 625
15	187	
16	193	
17	189	
18	224	
19	238	
20	238	

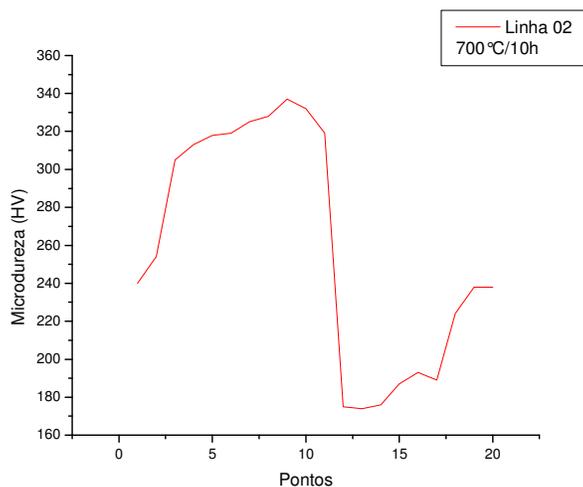


Figura 91 - Perfil de microdureza da linha 02, amostra 700°C/10h.

8.3.1.3 Amostras submetida à temperatura de 700°C por 10 horas, linha 03 – tabela 54

Pontos	Linha 03	Região
1	336	E-505
2	329	
3	331	
4	344	
5	315	
6	325	
7	220	
8	183	
9	192	
10	144	
11	152	Interface
12	143	
13	235	Inconel 625
14	214	
15	231	
16	220	
17	211	
18	190	

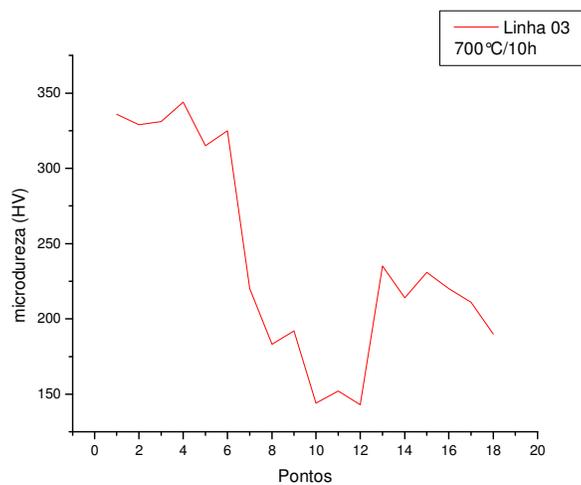


Figura 92 - Perfil de microdureza da linha 03, amostra 700°C/10h.

8.3.1.4 Amostras submetida à temperatura de 700°C por 10 horas, linha 04 – tabela 55

Pontos	Linha 04	Região
1	223	MB
2	222	
3	245	
4	248	
5	243	
6	210	
7	203	
8	207	
9	203	
10	205	
11	204	
12	189	Interface
13	152	Inconel 625
14	231	
15	218	
16	228	
17	230	
18	223	
19	218	

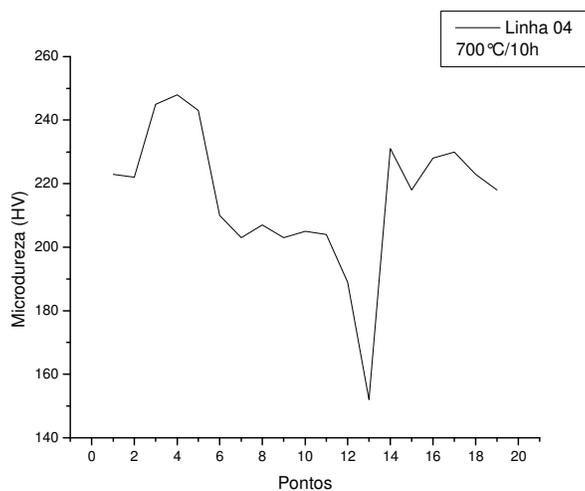


Figura 93 - Perfil de microdureza da linha 04, amostra 700°C/10h.

8.3.1.5 Amostras submetida à temperatura de 700°C por 10 horas, linha 05 – tabela 56

Pontos	Linha 05	Região
1	151	MB
2	199	
3	198	
4	199	
5	204	
6	208	
7	212	
8	204	
9	201	
10	179	
11	143	Interface
12	210	Inconel 625
13	219	
14	213	
15	196	
16	210	

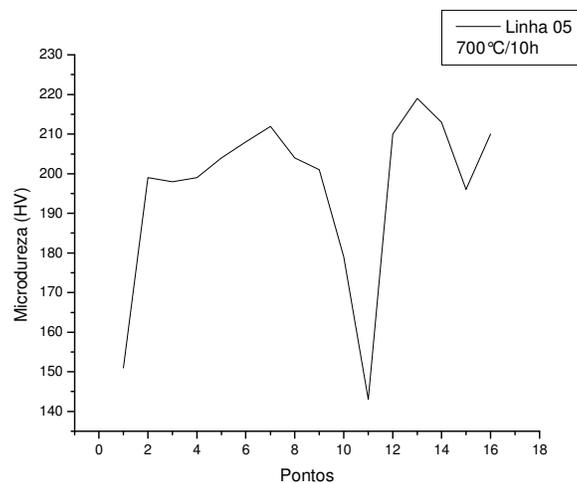
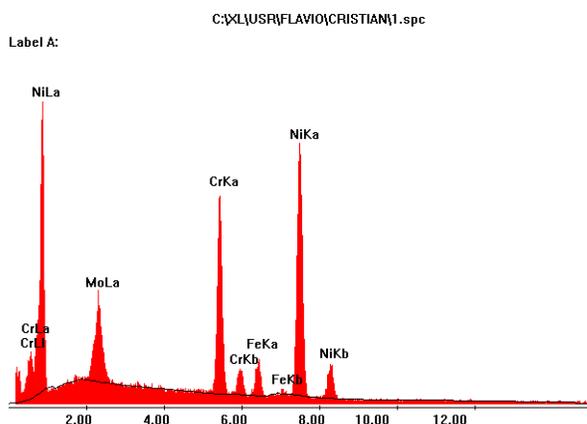


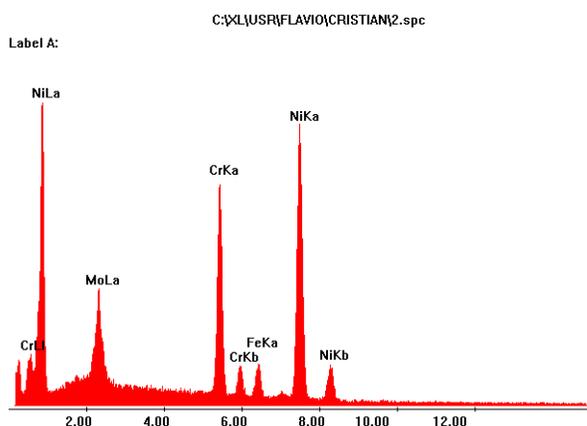
Figura 94 - Perfil de microdureza da linha 05, amostra 700°C/10h.

8.4 Análise da composição química via EDX

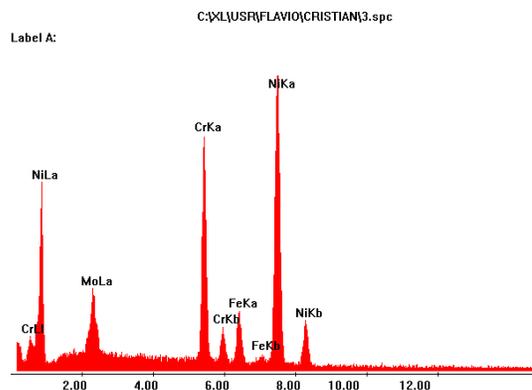
**Amostras 600°C por 1000 horas –
Ponto 01 na região de interface
entre a solda raiz e o revestimento**



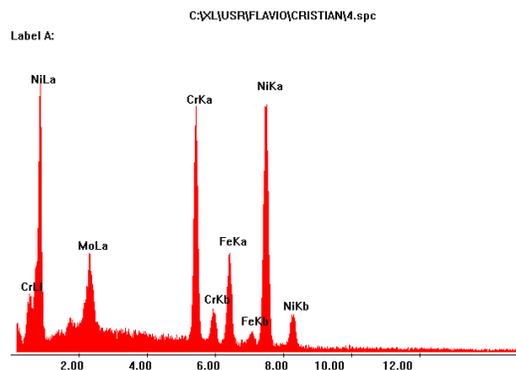
**Amostras 600°C por 1000 horas –
Ponto 02 na região de interface
entre a solda raiz e o revestimento**



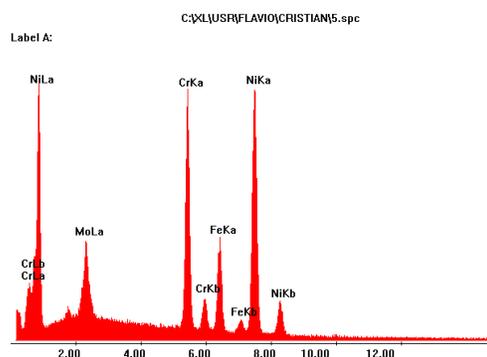
**Amostras 600°C por 1000 horas –
Ponto 03 na região de interface
entre a solda raiz e o revestimento**



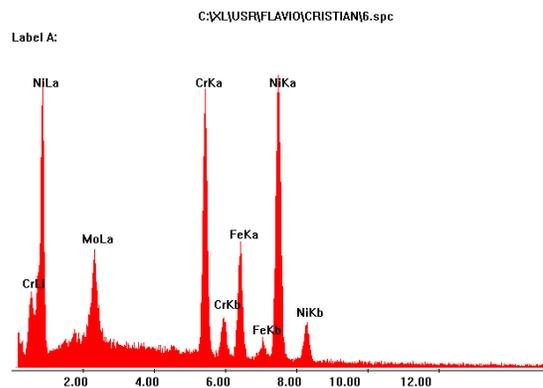
**Amostras 600°C por 1000 horas –
Ponto 04 na região de interface
entre a solda raiz e o revestimento**



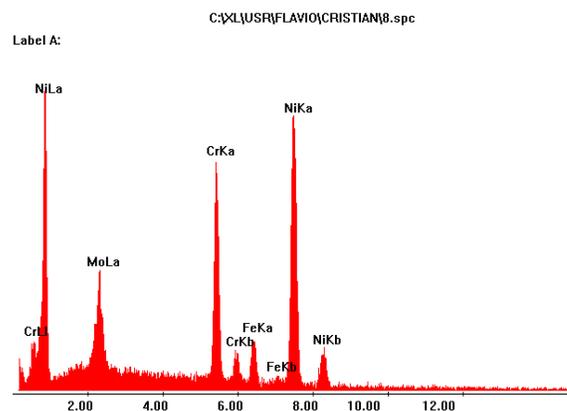
**Amostras 600°C por 1000 horas –
Ponto 05 na região de interface
entre a solda raiz e o revestimento**



**Amostras 600°C por 1000 horas –
Ponto 06 na região de interface
entre a solda raiz e o revestimento**



**Amostras 600°C por 1000 horas –
Ponto 08 na região de interface
entre a solda raiz e o revestimento**



**Amostras 600°C por 1000 horas –
Ponto 07 na região de interface
entre a solda raiz e o revestimento**

