

4

Apresentação e Discussão dos Resultados Experimentais

4.1

Composição Química

Como pode ser observado na Tabela 3.1, as composições químicas dos elos com e sem corrosão diferem na quantidade de alguns elementos.

Os teores de carbono para os elos com e sem corrosão, são praticamente idênticos, ou seja, 0,32% e 0,31%. O mesmo não acontece, por exemplo, com o teor de cromo, uma vez que o elo com corrosão apresenta um teor de cromo superior em aproximadamente duas vezes o teor de cromo daquele sem corrosão.

O cromo é um elemento que aumenta a temperabilidade do aço deslocando a curva de transformação para a direita, o que facilita a têmpera do material como um todo, garantindo uma estrutura temperada com maior quantidade de martensita. Além disso, o cromo pode ser adicionado à composição química do aço para aumentar a dureza e a resistência da ferrita quando dissolvido nesse constituinte e conseqüentemente o limite de escoamento e resistência à fratura do material. E, geralmente, associado ao níquel e cobre aumenta a resistência à corrosão atmosférica.

O cromo quando adicionado no aço em teores entre 10 e 20 %, aumenta sua resistência à corrosão em atmosferas industriais. Porém, observa-se na Tabela 3.1 que as quantidades de cromo nos elos com e sem corrosão foram de 0,083% e 0,035%, respectivamente. Esta quantidade de cromo é inferior àquela mínima necessária para aumentar de maneira significativa a resistência à corrosão do material [42, 43].

O fósforo tem como função aumentar a resistência mecânica e resistência à fadiga do aço. Acima de 0,12%, contribui para melhorar a resistência à corrosão atmosférica, sobretudo quando o cobre está presente em pequenas quantidades. Observando a Tabela 3.1, as quantidades de fósforo nos elos com e sem corrosão foram de 0,011% e 0,027%, respectivamente.

O alumínio atua como elemento desoxidante e atua também como controlador do tamanho de grão, não influenciando na resistência à corrosão do aço [42,43]. De acordo com a Tabela 3.1, as quantidades de alumínio de elos com e sem corrosão foram de 0,018% e 0,010%, respectivamente.

O níquel tem a função de melhorar as propriedades mecânicas, aumentar a resistência à corrosão e refinar a granulação da austenita primária [42,43]. Observando a Tabela 3.1, as quantidades de níquel para elos com e sem corrosão foram de 0,061% e 0,010%, respectivamente. Acredita-se, então, que o níquel foi adicionado ao aço com a função de melhorar as propriedades mecânicas assim como aumentar a resistência à corrosão atmosférica.

Os outros elementos que compõem quimicamente o aço dos elos com e sem corrosão encontram-se em equivalência em suas quantidades.

Um comentário é válido quando se observa as composições químicas apresentadas na Tabela 3.1. As composições químicas de alguns elementos presentes no material não se encontram de acordo com aquela proposta pela especificação API-2F [2] para elos do tipo ORQ.

4.2

Ensaio de Tração

Estão apresentadas na Tabela 4.1 as principais propriedades mecânicas dos elos tipo ORQ. Nesta tabela, σ_y , σ_r , A , ϵ_f e φ representam, respectivamente, o limite de escoamento, limite de resistência mecânica, alongamento, ductilidade na fratura e redução de área para cada condição em estudo. Tais propriedades foram obtidas pela média de 5 corpos de prova para cada condição.

TABELA 4.1 - Propriedades Mecânicas dos elos Tipo ORQ e Propriedades Mecânicas Mínimas para elos ORQ, RQ3 e NVR3.

Condição	σ_y (MPa)	σ_r (MPa)	A (%)	ε_f (%)	φ (%)
Material de base sem corrosão	446(\pm 13,3)	716(\pm 11,3)	27,5(\pm 1,17)	55,2(\pm 1,08)	67,1(\pm 0,910)
Material de base com corrosão	446(\pm 18,1)	702(\pm 5)	30,8(\pm 1,71)	59,2(\pm 1,25)	68,8(\pm 0,82)
Região de solda sem corrosão	429(\pm 5,4)	708(\pm 15,6)	18,9(\pm 1,99)	39,1(\pm 5,03)	53,0(\pm 4,66)
Região de solda com corrosão	441(\pm 16,4)	708(\pm 10,5)	19,5(\pm 0,92)	44,6(\pm 2,9)	61,1(\pm 2,62)
ORQ	Não especificada	641	17	Não especificada	40
RQ3	410	690	17	Não especificada	50
NVR3	410	690	17	Não especificada	50

Onde $\varepsilon_f = \ln (A_o/A_f)$

Ao observar a Tabela 4.1, pode-se notar que os valores do limite de escoamento (σ_y) e redução de área (φ) do material de base em ambas condições são iguais, enquanto que os valores de alongamento, ductilidade na fratura para o material de base do elo sem corrosão são inferiores áqueles do elo com corrosão.

Com relação ao material da solda, os valores do limite de resistência mecânica e alongamento (A) são iguais em ambas as condições, enquanto que os valores de limite de escoamento, ductilidade na fratura e redução de área para o material de

solda dos elos sem corrosão são inferiores ao do material de solda dos elos com corrosão.

Em ambas condições estudadas, isto é, elos com e sem corrosão, as propriedades mecânicas do material de base são superiores àquelas do material de solda, devido às heterogeneidades microestruturais inerentes ao processo de soldagem por centelhamento [8,44,45].

A título de comparação, na mesma Tabela 4.1, são apresentados os valores mínimos requeridos para as propriedades mecânicas de elos tipo ORQ, RQ3 e NVR3, respectivamente provenientes das recomendações API-2F, ABS e DNV [2,24,23].

Comparando, agora, as propriedades mecânicas apresentadas nas Tabelas 4.1, pode-se notar que os valores de limite de resistência mecânica, alongamento e redução de área, para todas as condições estudadas, isto é, material de base bem como região de solda de elos com e sem corrosão são superiores àqueles mínimos exigidos pela qualificação estabelecida pela especificação API-2F[2] para elos de sistema de ancoragem de unidades flutuantes do tipo *offshore* fabricados com o aço estrutural tipo ORQ. Tal constatação confiabiliza o material em estudo no que diz respeito às propriedades mecânicas básicas, além de demonstrar que não houve influência do processo de corrosão nas características mecânicas dos respectivos elos.

Não existe uma especificação para o limite de escoamento mínimo do elo tipo ORQ na recomendação API-2F[2]. Porém, pelas normas ABS[24] e DNV[23] os elos do tipo ORQ do presente estudo, em função dos limites de escoamento e resistência mecânica apresentados, seriam equivalentes a elos dos tipos RQ3 e NVR3, respectivamente. Desta maneira, uma comparação entre os valores das Tabela 4.1 permite a constatação que todas as propriedades dos elos tipo ORQ em ambas as condições são superiores àquelas mínimas especificadas para elos dos tipos RQ3 e NVR3.

4.3 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto foi realizado para avaliar a resistência à fratura frágil das diferentes regiões dos elos. São mostrados nas Tabelas 4.2 e 4.3 os valores médios de

energia absorvida no impacto para corpos de prova dos elos tipo ORQ ensaiados nas temperaturas de 0°C e -15°C, respectivamente. Tais valores foram obtidos pela média de 8 corpos de prova para cada condição.

TABELA 4.2 - Energia ao Impacto dos Elos ORQ na Temperatura de 0°C.

Condição	Energia (kgf-m)
Material de base sem corrosão	4,3 ($\pm 0,36$)
Material de base com corrosão	4,9 ($\pm 0,22$)
Região de solda sem corrosão	4,1 ($\pm 0,62$)
Região de solda com corrosão	5,5 ($\pm 0,34$)

TABELA 4.3– Energia ao Impacto dos Elos ORQ na Temperatura de -15°C.

Condição	Energia (kgf-m)
Material de base sem corrosão	1,3 ($\pm 0,08$)
Material de base com corrosão	3,5 ($\pm 0,32$)
Região de solda sem corrosão	2,5 ($\pm 0,37$)
Região de solda com corrosão	3,6 ($\pm 0,42$)

Observando a Tabela 4.2 e 4.3, nota-se que os valores de energia ao impacto para ambas as temperaturas de 0° C e -15°C, tanto para o material de base quanto para o região da solda dos elos com corrosão, são superiores à aqueles do material de base e de solda dos elos sem corrosão.

Como já era esperado, comparando os valores de energia ao impacto para as temperaturas de 0 °C e -15°C, tem-se que os valores de energia ao impacto são menores para a temperatura de -15°C, devido à redução de ductilidade proveniente da menor temperatura de ensaio.

São mostrados na Tabela 4.4 os requerimentos mínimos necessários da energia ao impacto Charpy para os elos de amarras para plataformas *offshore*, em

regiões de solda e metal de base para as temperaturas de 0°C e -15°C, de acordo com a especificação API-2F [2].

TABELA 4.4 - Energias ao Impacto Requeridas para Elos ORQ [1].

Região do Elo	T (°C)	Energia Mínima (kgf-m)
Metal de Base	0	5,9
Metal de Base	-15	4,1
Solda	0	5,0
Solda	-15	3,7

Ao comparar as Tabelas 4.2 e 4.3 com a Tabela 4.4, pode-se notar que os valores de energia ao impacto para as condições ensaiadas à temperatura de 0°C e -15°C encontram-se abaixo dos valores requeridos pela especificação API-2F, à exceção da região de solda dos elos com corrosão, que apresentaram valor de energia ao impacto superior àquela mínima requerida na especificação.

4.4 Ensaio CTOD

Os ensaios de CTOD foram realizados com o objetivo de avaliar a resistência à fratura dos elos tipo ORQ em ambas as condições de estudo, uma vez que a exigência de qualificação de valores de CTOD em elos de sistemas de ancoragem com aplicações em unidades *offshore* vem sendo requerida aos fabricantes de amarras pelas sociedades classificadoras[23]. Depois de realizado o ensaio foi possível calcular, através da expressão abaixo, o valor do CTOD (δ) a partir dos parâmetros obtidos no ensaio e das características mecânicas do material em estudo, de acordo com a norma DNV[23]:

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu)}{2E\sigma_y} + \frac{0,4(W - a_0)}{(0,4W + 0,6 a_0 + z)} \cdot V_p \quad (6)$$

Na expressão anterior, K representa o fator de intensidade de tensões, V_p é a componente plástica da abertura do *glip gauge*, z é a altura de colocação do *clip gauge*, W é a largura do corpo de prova, a_0 é o tamanho inicial do defeito enquanto que ν , E e σ_y representam o coeficiente de Poisson, módulo de elasticidade e limite de escoamento, respectivamente.

Para cálculo de δ relativo a cada condição teve-se:

$$K = 31,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$$

$$z = 0$$

$$W = 20 \text{ mm}$$

$$\nu = 0,33$$

$$E = 210 \text{ GPa}$$

σ_y = em função da região do elo e de sua condição apresentada na Tabela 4.1

Na Tabela 4.5 estão apresentados os valores de V_p , a_0 e δ para cada condição de estudo. Nesta tabela δ_m representa valores de CTOD associados com fratura dúctil do corpo de prova e obtidos na carga máxima, δ_u representa valores de CTOD associados com fratura frágil do corpo de prova e obtidos após propagação estável de trinca superior a 0,2mm enquanto que δ_c representa o valor de CTOD associados com fratura frágil do corpo de prova e obtidos após propagação estável de trinca inferior a 0,2mm [46].

TABELA 4.5 - Valores de CTOD na temperatura de -20°C para as Condições de Estudo e segundo a Norma DNV.

Condição	Corpos de Prova	$V_p(\text{mm})$	$a_o(\text{mm})$	δ (mm)
Material de base sem corrosão	1B	1,4	11,35	0,359 (δ_u)
	2B	0,7	11,34	0,153 (δ_c)
	3B	1,1	11,29	0,293 (δ_u)
Material de base com corrosão	4B	1,7	11,15	0,433 (δ_m)
	5B	0,4	11,28	0,105 (δ_c)
	6B	1,9	11,54	0,464 (δ_m)
Região de solda sem corrosão	1S	0,3	11,30	0,228 (δ_u)
	2S	0,8	11,05	0,065 (δ_c)
	3S	0,2	11,59	0,022 (δ_c)
Região de solda com corrosão	4S	0,5	11,30	0,137 (δ_c)
	5S	1,6	12,53	0,330 (δ_u)
	6S	1,9	12,73	0,389 (δ_m)
Valores mínimos de CTOD segundo a Norma DNV	Material de base			0,20
	Região da Solda			0,10

A observação da Tabela 4.5 permite-se constatar que o parâmetro CTOD na região de solda, em ambas as condições, apresentou considerável diferença de valores, como por exemplo, nos elos com corrosão. Esta condição de estudo está relacionada com valores de CTOD que foram classificados como δ_u , classificação esta em função das diferentes propagações estáveis de trinca durante o ensaio. Considerando-se que o ensaio de CTOD na região de solda envolve uma parte da ZTA (vide item 4.6.3), alterações microestruturais locais nesta última seriam responsáveis por modificações locais de propriedades, como por exemplo, ductilidade e microdureza (vide item 4.7) e, conseqüentemente, pelo aparecimento de zonas de

fragilização local (*local brittle zones* –LBZ) [50].Assim sendo, a literatura reporta a influência da presença de LBZ na resistência à fratura da zona termicamente afetada. Por esta razão, as sociedades classificadoras [23], admitem um valor menor de CTOD para a região de solda de elos para amarras *offshore*, conforme apresentado na Tabela 4.5.

Observando a Tabela 4.5, pode-se afirmar que os elos com corrosão possuem mais ductilidade do que os elos sem corrosão, pois apresentaram uma maior resistência à fratura do que os elos sem corrosão, tanto para o metal de base quanto para a região de solda. Tal afirmação se encontra baseada no fato de que ambas as regiões dos elos com e sem corrosão apresentaram resistências à fratura caracterizadas pelo parâmetro CTOD de carga máxima, parâmetro este associado com uma maior capacidade de ductilidade do material.

Comparando os valores mínimos requeridos pela norma e os valores obtidos no ensaio CTOD apresentados pela Tabela 4.5 pode-se afirmar que os corpos de prova, retirados de elos sem corrosão nas regiões do metal de base (2B) e solda (2S e 3S), bem como corpos de prova retirados de elos com corrosão nas regiões do metal de base (5B) apresentaram valores e CTOD abaixo daqueles mínimos requeridos pela norma DNV. Tal comportamento poderia ser esperado devido a baixa energia ao impacto apresentada pelos elos tipo ORQ, objetos do presente estudo (vide item 4.2).

4.5

Ensaio de Corrosão Eletroquímica

4.5.1

Amostras Como Recebida

Para os elos com e sem corrosão, foram levantadas curvas experimentais de potencial *versus* densidade de corrente para posteriormente serem determinados a corrente e o índice de susceptibilidade à corrosão para cada condição de estudo. A unidade adotada para a susceptibilidade à corrosão foi o centímetro de penetração por ano (cpa). Tais curvas foram construídas tomando como referência os metais de base dos elos sem e com corrosão, estes valores obtidos nos ensaios estão apresentadas nas Figuras 4.1 e 4.4, respectivamente.

Nas Figuras 4.2, 4.3, 4.5 e 4.6, a linha da curva correspondente ao metal de base de referência está rebatida em relação ao potencial e pontilhada, com o intuito de obter sua interseção com as linhas de corrente X potencial de solda e ZTA (Diagrama de Evans). Pode-se então encontrar o valor de densidade de corrente e potencial de corrosão entre a referência (metal de base) e a condição de interesse (solda ou ZTA) e com isso obter os valores de corrente de corrosão e conseqüentemente o índice de susceptibilidade à corrosão para cada região estudada.

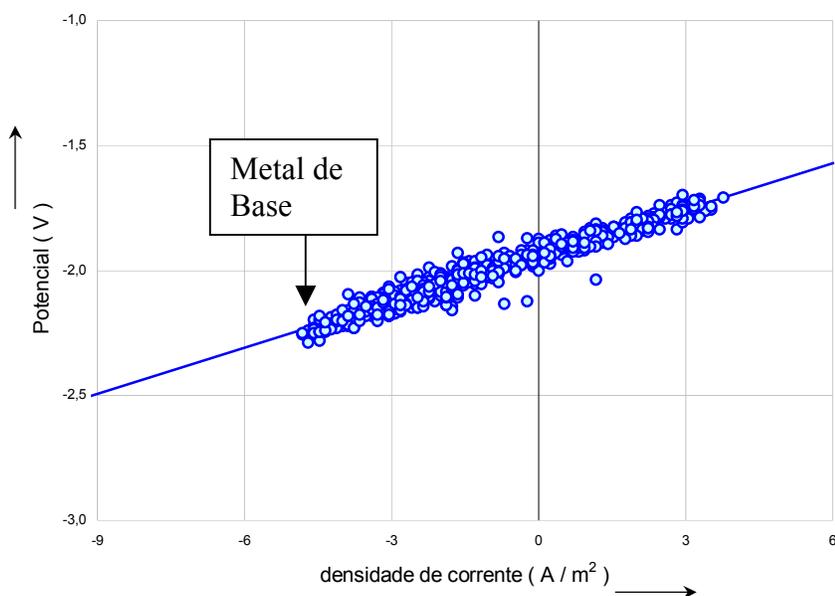


Figura 4.1 – Curva Experimental do Potencial *versus* densidade de corrente para o metal de base dos elos sem corrosão.

O ponto de interseção corresponde ao equilíbrio de potencial anódico e catódico quando se manifesta a densidade de corrente de corrosão.

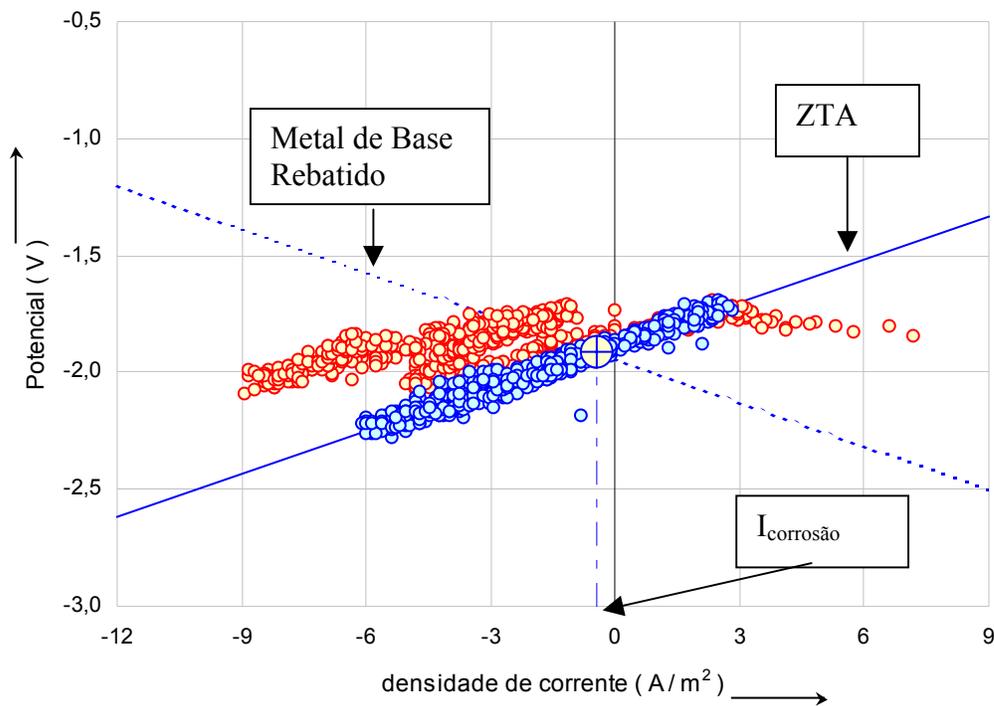


Figura 4.2 – Curva Experimental do Potencial *versus* densidade de corrente da região da ZTA para elos sem corrosão.

Observando a Figura 4.2, nota-se que a densidade de corrente de corrosão para a região da ZTA para elos sem corrosão é uma densidade de corrente catódica, pois essa corrente apresentou um valor negativo, ou seja, a região da ZTA não está sofrendo corrosão e sim está fazendo com que o metal de base comporte-se anodicamente, impondo um valor de c_{pa} de 0,109.

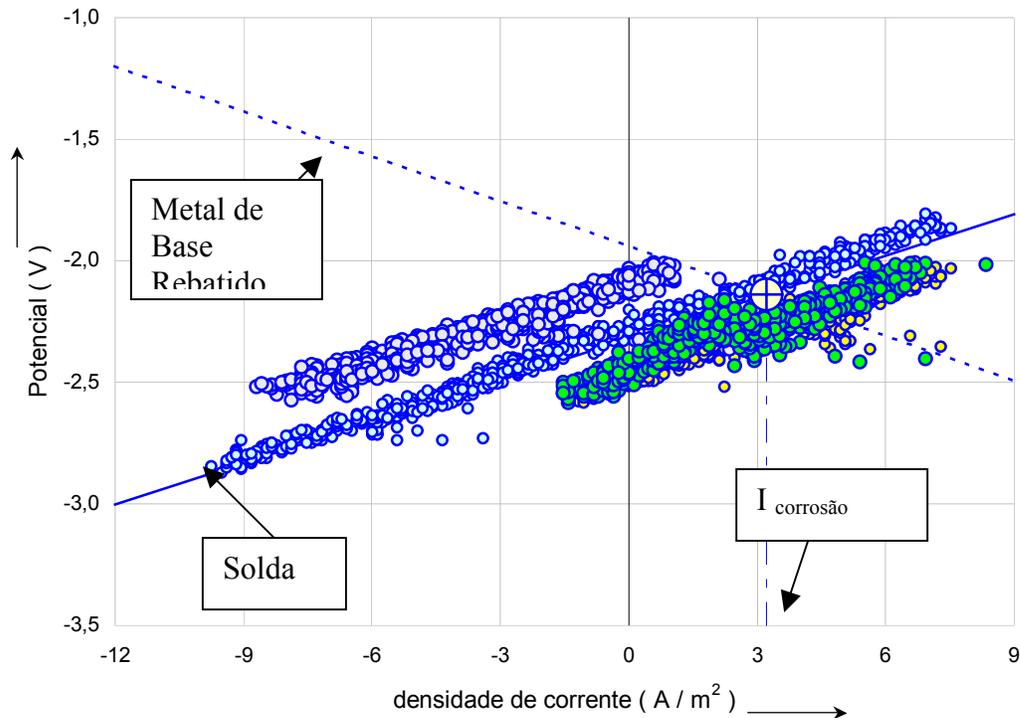


Figura 4.3 – Curva Experimental do Potencial *versus* densidade de corrente da região da solda para elos sem corrosão.

Já na Figura 4.3, nota-se que a densidade de corrente de corrosão para a região da solda para elos sem corrosão é uma corrente anódica, visto que esta corrente apresentou um valor positivo, ou seja, a própria região de solda está sofrendo corrosão com um valor de cpa de 0,387 e fazendo com que o metal de base comporte-se como catodo.

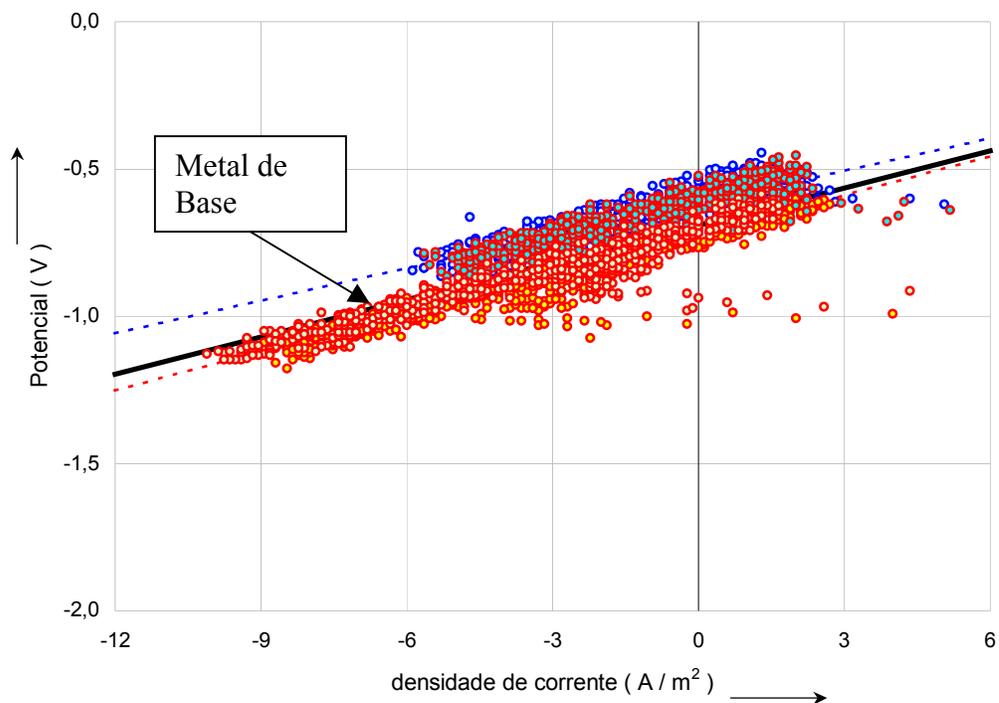


Figura 4.4 – Curva Experimental do Potencial *versus* densidade de corrente para o metal de base para elos com corrosão.

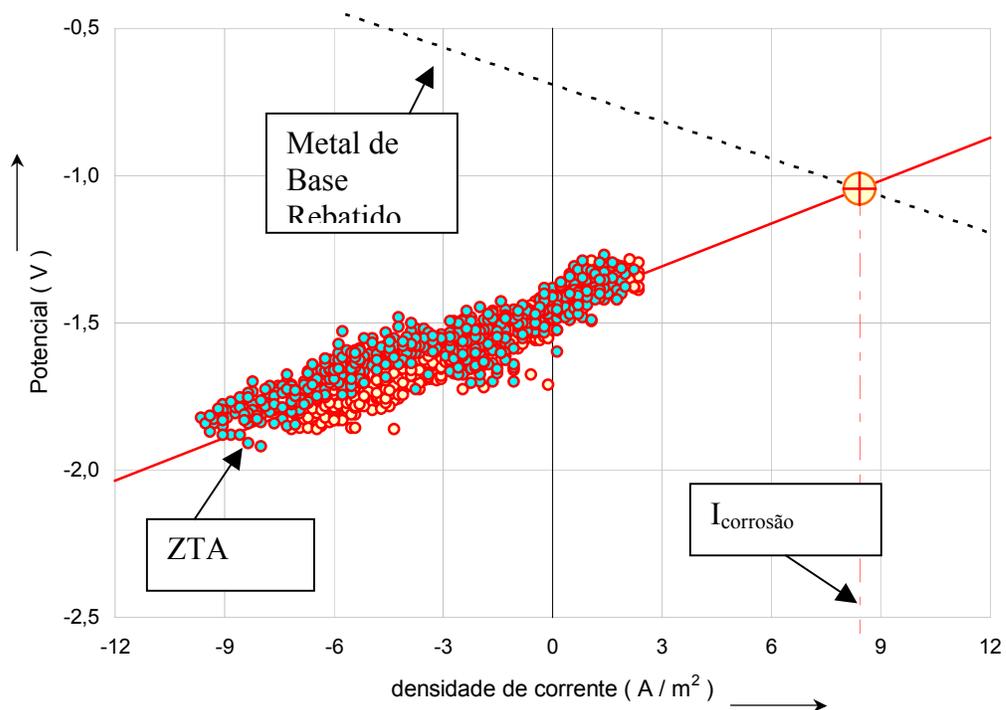


Figura 4.5 - Curva Experimental do Potencial *versus* densidade de corrente da região da ZTA para elos com corrosão.

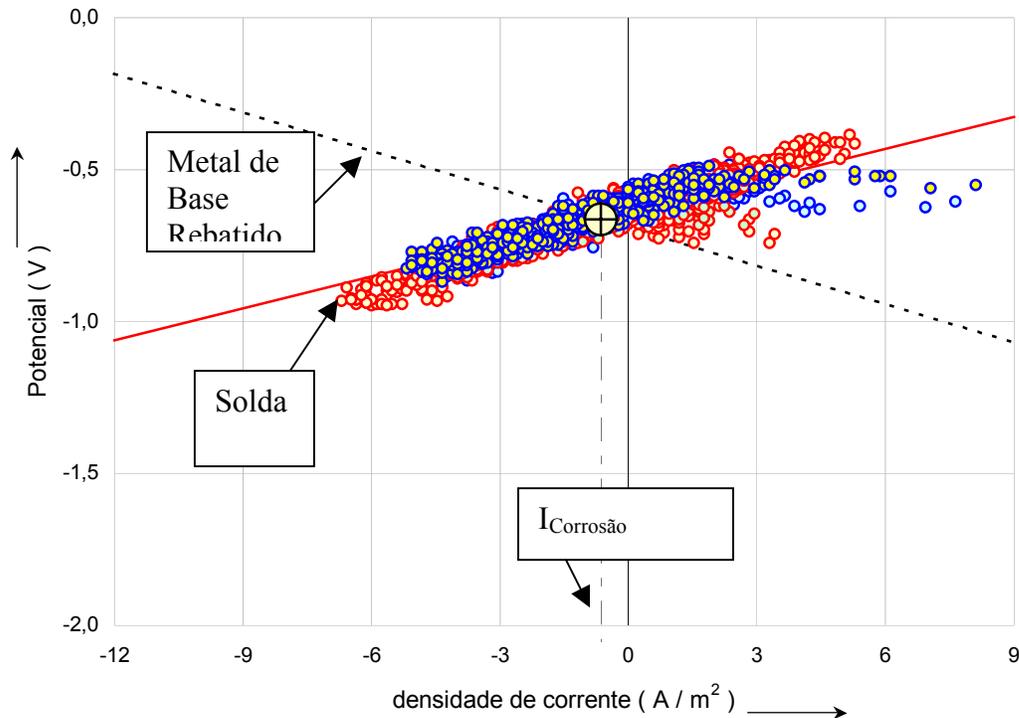


Figura 4.6– Curva Experimental do Potencial *versus* densidade de corrente da região da solda para elos com corrosão.

Na Figura 4.5, a densidade de corrente de corrosão para a região da ZTA para elos com corrosão é uma densidade de corrente anódica, isto é, essa corrente apresentou um valor positivo, ou seja, a região da ZTA está sofrendo corrosão com 1,13 cpa e está fazendo com que o metal de base comporte-se como catodo.

Por outro lado, na Figura 4.6, nota-se que a densidade de corrente de corrosão para a região da solda para elos com corrosão é catódica, ou seja, a região de solda não está sofrendo corrosão e está fazendo com que o material de base comporte-se como anodo, impondo a ele um valor de cpa de 0,076 para a mesma área de material.

Na Tabela 4.6 estão apresentados os valores de cpa e o tipo de corrente obtida para elos com e sem corrosão.

TABELA 4.6- Valores de Corrente de Corrosão e cpa's para as Regiões do Elo Com e Sem Corrosão para a Condição de Como Recebida.

Elos com corrosão	Valores de cpa	Densidade de Corrente de Corrosão(A/m ²)	Elos sem corrosão	Valores de cpa	Densidade de Corrente de corrosão(A/m ²)
ZTA	1,013	8,41	ZTA	0,109	0,91*
Solda	0,076	0,62*	Solda	0,387	3,21

* correntes catódicas

Analisando os valores obtidos através de métodos matemáticos do programa Excel das amostras do elo com corrosão para encontrar os índices de susceptibilidade à corrosão, ou seja, a perda de material em cpa, observou-se que, a região com o índice de corrosão mais alto, foi a da região da ZTA, o que é realçado pela presença da corrosão localizada na superfície dos elos de amarras.

Tendo como referência o metal de base para a formação da pilha de corrosão eletroquímica, pode-se dizer que quando o valor de densidade de corrente encontrado na região de solda ou ZTA é negativo, tem-se que a corrosão está ocorrendo no metal de base. Entretanto se o valor da densidade de corrente encontrado for positivo, a corrosão está ocorrendo na região da ZTA ou na solda.

Assim, observando a Tabela 4.6, para os elos com corrosão, tem-se que o cpa para a região da ZTA é de 1,013 e a densidade de corrente é anódica com uma valor de 8,41 A/m², o que indica que a corrosão está ocorrendo na região da ZTA, utilizando como referência o material de base. Isso é visto pela macrografia dos elos corroídos apresentados nas Figuras 1.1 e 1.2 do capítulo 1. Entretanto, para a região de solda, o cpa é 0,076 e a densidade de corrente é catódica com um valor de - 0,62 A/m², o que mostra que o metal de base utilizado como referência no ensaio é que está sendo corroído.

Observa-se também que além da região da ZTA ser a mais facilmente corroída, há uma diferença considerável entre os cpa's das regiões da solda com relação ao cpa da ZTA, o que enfatiza ainda mais a predisposição de haver corrosão na região da ZTA.

Agora, para valores de i_{cpa} no elo sem corrosão, o i_{cpa} para a região da solda é 0,387 e a densidade da corrente anódica é de $3,21 \text{ A/m}^2$, mostrando que a região da solda está sendo corroída. Então, para os elos sem corrosão, observa-se que a região da solda possui maior tendência para a corrosão.

Os valores obtidos de i_{cpa} para os elos com e sem corrosão se comparados, permitem afirmar que o elo sem corrosão possui um índice de susceptibilidade à corrosão inferior ao índice de susceptibilidade à corrosão do elo com corrosão. A razão entre estas susceptibilidades é de aproximadamente três vezes, pois o valor de i_{cpa} no caso do elo sem corrosão na região da ZTA é de 1,013, enquanto que o valor de i_{cpa} no caso do elo sem corrosão na solda é de 0,387.

4.5.2 Amostras Tratadas Termicamente

Para os elos com corrosão e amostras tratadas termicamente retiradas da região mais susceptível à corrosão, ZTA, e tomando como referências metais de base na condição de como recebido e na condição igual de tratamento térmico da ZTA foram feitos curvas experimentais de potencial *versus* densidade de corrente constados nas Figuras 4.7 e 4.8. Nelas, as curvas experimentais de potencial *versus* densidade de corrente para exemplificam a maneira como foram feitos todos as curvas experimentais da região da ZTA tratada termicamente com o respectivo material de base de referência sem o tratamento térmico e com o material de base com o mesmo tratamento térmico da ZTA em questão.

Está apresentado na Figura 4.9 a curva experimental de potencial *versus* densidade de corrente para o metal de base com tratamento térmico correspondente ao tratamento térmico da ZTA. Como os valores obtidos pelas três temperaturas de austenitização foram muito próximos, optou-se por um a média para o metal de base rebatido utilizado na curva experimental da Figura 4.8.

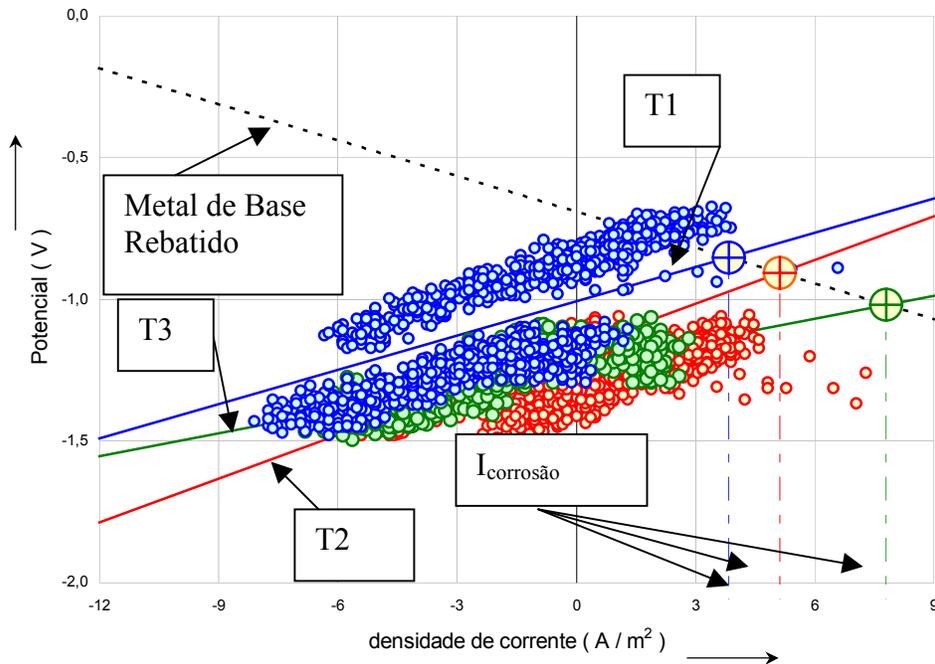


Figura 4.7– Curva Experimental do Potencial *versus* densidade de corrente da região da ZTA sem recozimento prévio, austenitizado à 840°C(T1) , 870°C(T2) e 900°C(T3) e temperado em água com o metal de base de referência (vide Figura 4.4) na condição de com corrosão sem tratamento térmico.

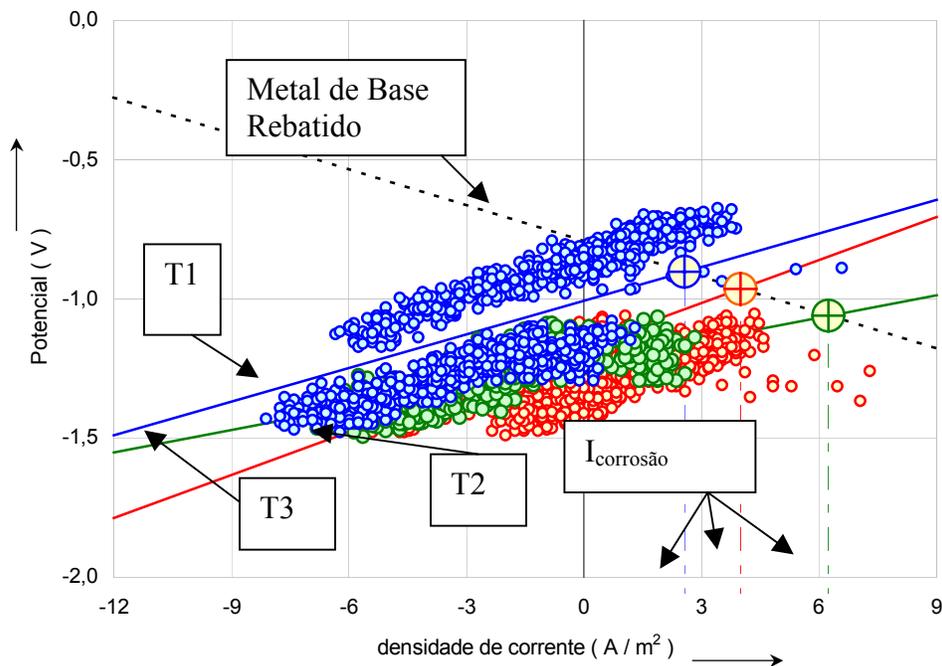


Figura 4.8– Curva Experimental do Potencial *versus* densidade de corrente da região da ZTA com recozimento prévio, austenitizado à 840°C (T1) , 870°C (T2) e 900°C (T3) e temperado em água com o metal de base de referência tratado termicamente (vide Figura 4.9).

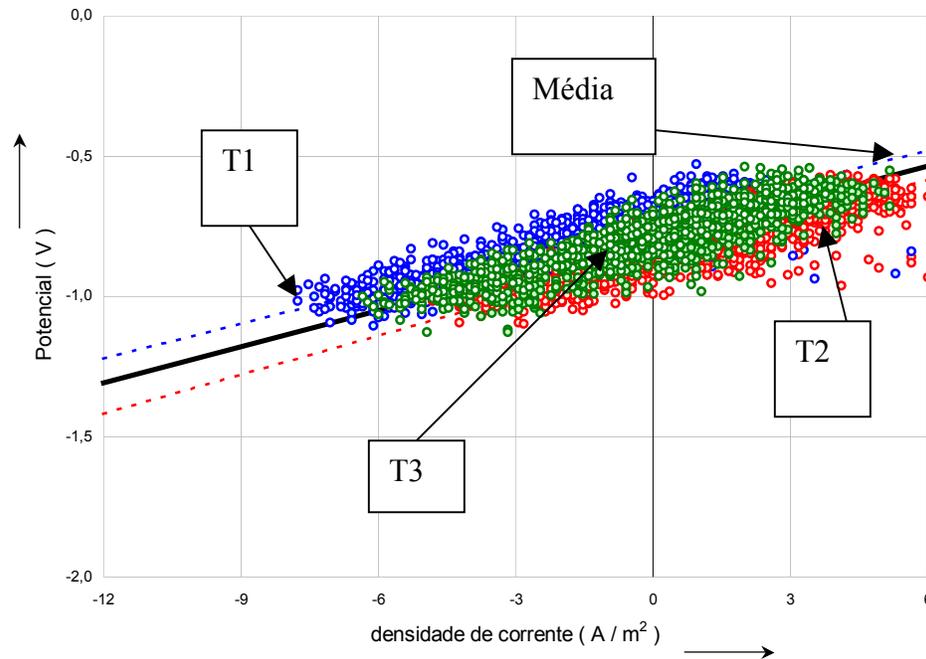


Figura 4.9– Curva Experimental do Potencial *versus* densidade de corrente do metal de base sem recozimento prévio, austenitizado à 840°C(T1) , 870°C (T2) e 900°C(T3) e temperado em água .

Estão apresentadas nas Tabelas 4.7 e 4.8 os cpa's obtidos para as condições ensaiadas, ou seja, para a ZTA tratada termicamente e o metal de base de referência com corrosão na condição de como recebido e para a ZTA e o metal de base de referência tratados termicamente, respectivamente. Esses valores das Tabelas 4.7 e 4.8 estão também apresentados sob forma gráfica na Figura 4.10.

TABELA 4.7– Velocidades de Corrosão para ZTA Tratada Termicamente e Metal de Base com Corrosão Como Recebido.

Condição	Temperatura (°C)	cpa
sem recozimento + austenitização T1 + Têmpera	840	0,463
sem recozimento +austenitização T2 + Têmpera	870	0,616
sem recozimento +austenitização T3 + Têmpera	900	0,939
Recozimento+austenitização T1 +Têmpera	840	0,531
Recozimento+austenitização T2 +Têmpera	870	0,519
Recozimento+austenitização T3 +Têmpera	900	0,993
sem recozimento +austenitização T1 + Têmpera + Revenido	840	1,560
sem recozimento +austenitização T2 + Têmpera + Revenido	870	1,430
sem recozimento +austenitização T3 + Têmpera + Revenido	900	1,470
Recozimento+austenitização T1 +Têmpera + Revenido	840	0,617
Recozimento+austenitização T2 +Têmpera + Revenido	870	0,713
Recozimento+austenitização T3 +Têmpera + Revenido	900	1,150

TABELA 4.8 –Velocidades de Corrosão para ZTA e Metal de Base Tratados Termicamente.

Condição	Temperatura (°C)	cpa
sem recozimento +austenitização T1 + Têmpera	840	0,324
sem recozimento +austenitização T2 + Têmpera	870	0,480
sem recozimento +austenitização T3 + Têmpera	900	0,751
Recozimento+austenitização T1 +Têmpera	840	0,508
Recozimento+austenitização T2 +Têmpera	870	0,489
Recozimento+austenitização T3 +Têmpera	900	0,960
sem recozimento +austenitização T1 + Têmpera + Revenido	840	1,480
sem recozimento +austenitização T2 + Têmpera + Revenido	870	1,350
sem recozimento +austenitização T3 + Têmpera + Revenido	900	1,380
Recozimento+austenitização T1 +Têmpera + Revenido	840	0,454
Recozimento+austenitização T2 +Têmpera + Revenido	870	0,562
Recozimento+austenitização T3 +Têmpera + Revenido	900	1,000

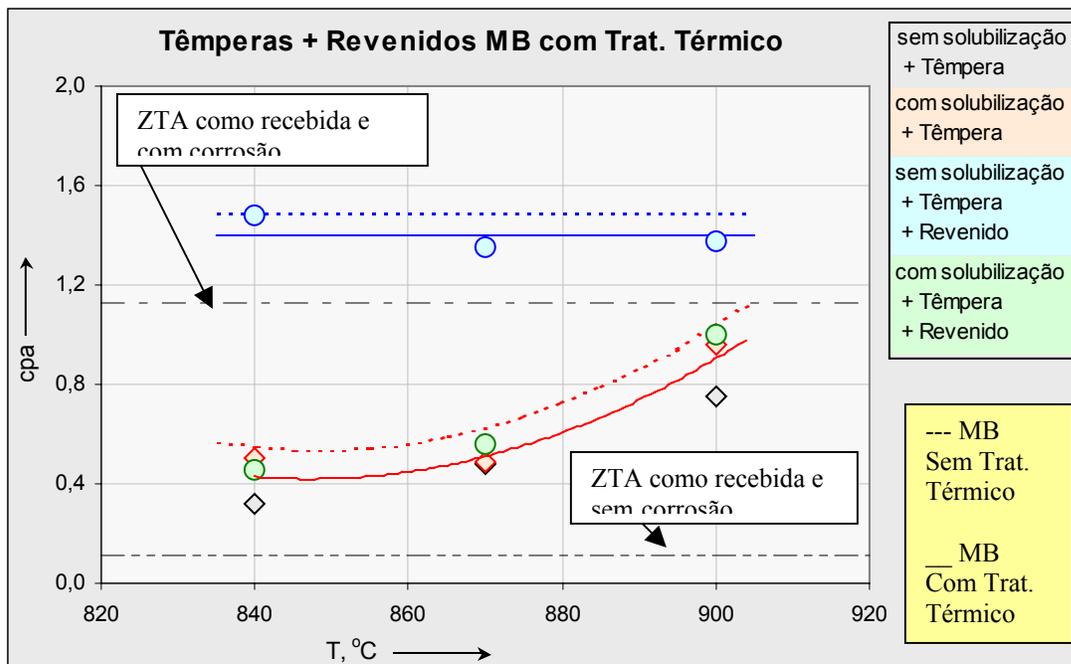


Figura 4.10 – Gráficos de cpa versus Temperatura de Têmpera para cada condição em estudo.

No gráfico da Figura 4.10, observar-se que cada ponto representa o cpa para cada condição de tratamento térmico da ZTA. Os gráficos pontilhados representam os cpa's para a ZTA tratada termicamente tendo como referência o metal de base com corrosão na condição de como recebido. Enquanto que os gráficos em linha cheia representam cpa's para a ZTA tratada termicamente tendo como referência o metal de base também tratado termicamente. As duas linhas horizontais representam os cpa's obtidos na ZTA em elos com e sem corrosão da condição de como recebido.

Para os gráficos referentes à ZTA e metal de base tratados termicamente e para os gráficos referentes à ZTA tratada termicamente e metal de base sem tratamento térmico, percebe-se que o metal de base tratado ou não tratado não causou praticamente diferença nas velocidades de corrosão obtidas. E de uma forma geral, pode-se perceber que com o aumento da temperatura de têmpera há sensível aumento dos valores das taxas de corrosão.

No gráfico da Figura 4.10 conclui-se que quando o material não é austenitizado antes da têmpera e revenido, há um aumento considerável nas taxas de corrosão com respeito às outras rotinas de tratamento térmico. Isto pode ser explicado

pelo fato da austenitização ter a função de homogeneizar a estrutura do material antes de qualquer tratamento térmico subsequente, e no caso, esse material possuindo bandeamento microestrutural e precipitados na ZTA levou-o a uma condição de vulnerabilidade quando temperado e revenido.

Com relação aos outros tratamentos térmicos feitos - austenitização seguida de têmpera e revenido com recozimento prévio e austenitização seguida de têmpera com ou sem recozimento prévio - eles conduziram o material à taxas de corrosão similares, sendo que o aumento destas taxas ocorre com o aumento da temperatura de têmpera. Estas condições de tratamento térmico citadas acima fizeram com que as taxas de corrosão diminuíssem sensivelmente quando comparadas com a taxa de corrosão da ZTA na condição de como recebida de elos com corrosão. Porém, esses tratamentos térmicos ainda assim ficaram acima da taxa de corrosão para a ZTA da condição de como recebida de elos sem corrosão, pois para os tratamentos térmicos feitos utilizou-se o material da ZTA de elos com corrosão. Provavelmente, se fosse utilizado o material da ZTA de elos sem corrosão para os tratamentos térmicos, seriam obtidos valores para taxa de corrosão mais baixos do que os valores obtidos para a ZTA de elos sem corrosão.

Está apresentado na Tabela 4.9 os valores de potenciais para o valor de densidade de corrente igual a zero para os elos com e sem corrosão na condição de como recebido.

Está apresentado na Tabela 4.10 os valores de potenciais para densidade de corrente igual a zero nas amostras da região da ZTA tratadas termicamente.

TABELA 4.9 -Valores de Potenciais para Densidade de Corrente zero na condição de como recebido.

Região	Potencial (Volts)	
	Elo sem corrosão	Elo com corrosão
Metal de Base	-1,8	-0,7
ZTA	-2,0	-1,4
Linha de Solda	-2,3	-0,6

TABELA 4.10 -Valores de Potenciais para Densidade de Corrente zero da ZTA na condição de tratadas termicamente.

Tratamento Térmico	Temperatura (°C)	Potencial (Volts)
sem austenitização +Têmpera T1	840	-1,0
sem austenitização +Têmpera T2	870	-1,3
sem austenitização +Têmpera T3	900	-1,3
austenitização +Têmpera T1	840	-1,0
austenitização +Têmpera T2	870	-1,5
austenitização +Têmpera T3	900	-1,6
sem austenitização +Têmpera T1+ Revenido	840	-1,8
sem austenitização +Têmpera T2+ Revenido	870	-1,8
sem austenitização +Têmpera T3+ Revenido	900	-1,8
austenitização +Têmpera T1+Revenido	840	-1,1
austenitização +Têmpera T2+ Revenido	870	-1,2
austenitização +Têmpera T3+Revenido	900	-1,7

4.6 Caracterização Microestrutural

4.6.1 Análises Metalográficas nas Condições de Como Recebidas

Estão apresentadas nas Figuras numeradas de 4.11 a 4.18 as microestruturas características obtidas por microscopia ótica, de regiões do metal de base, ZTA e solda em elos com e sem corrosão.

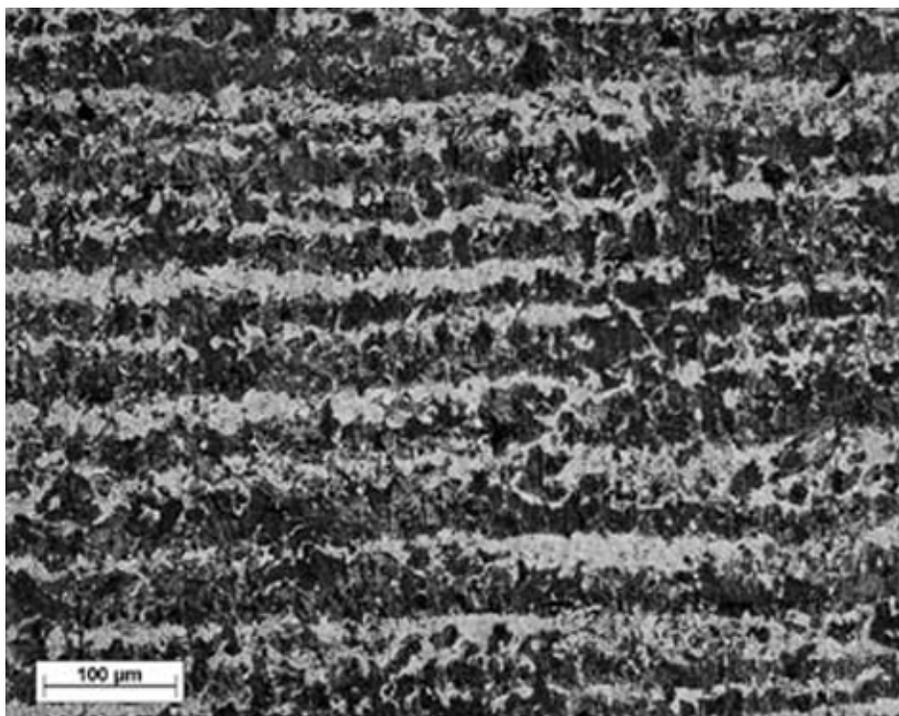


Figura 4.11 – Região do metal de base em elo sem corrosão. Bandeamento microestrutural de ferrita e perlita. Aumento de 200X.

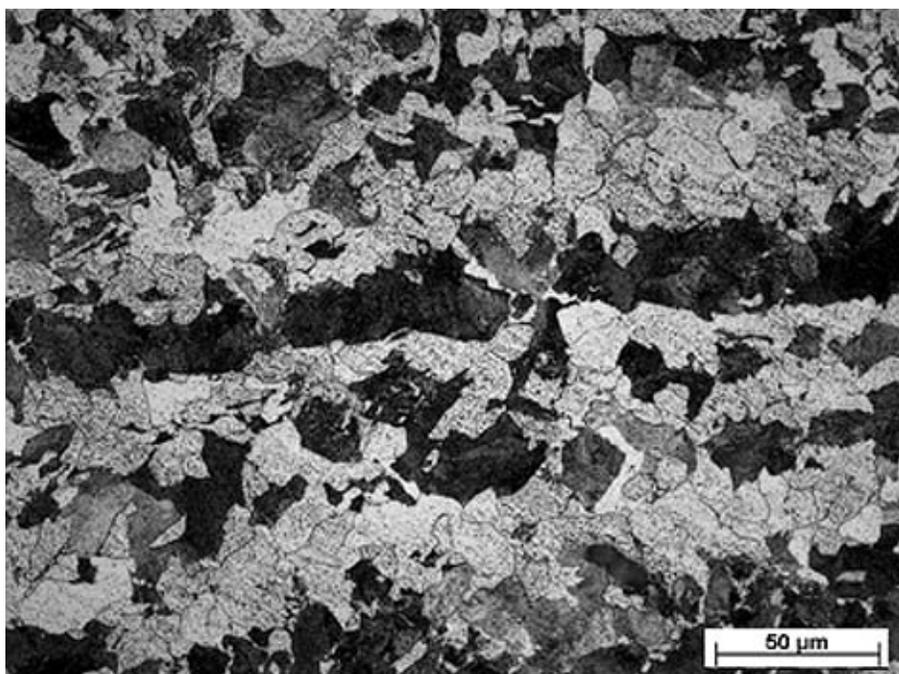


Figura 4.12 –Detalhamento da Figura 4.11. Aumento de 500X.

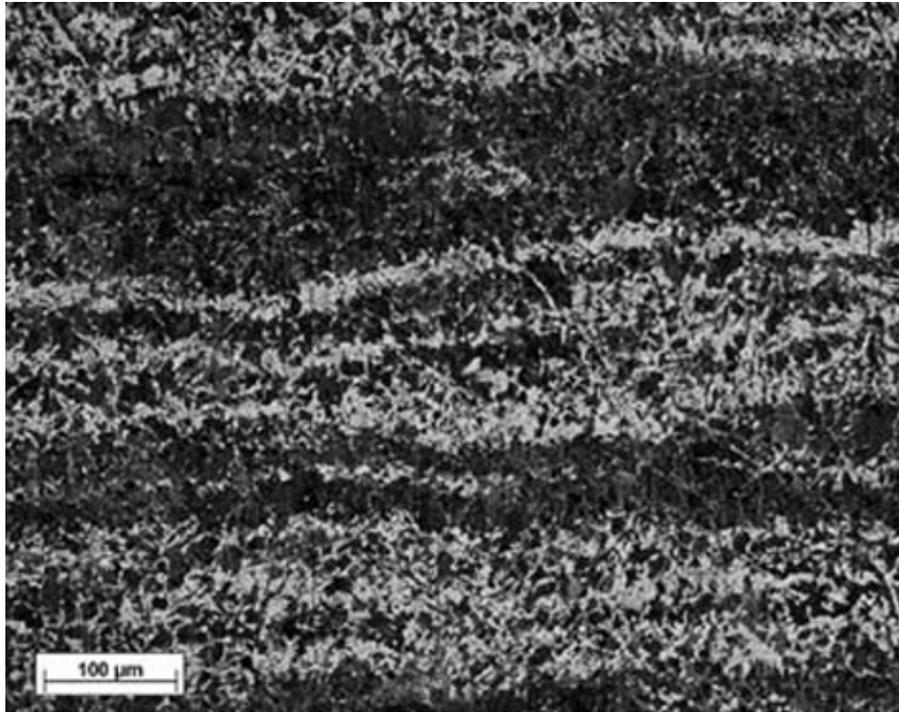


Figura 4.13- Região do metal de base em elo com corrosão. Bandeamento microestrutural de ferrita e perlita. Aumento de 200X.

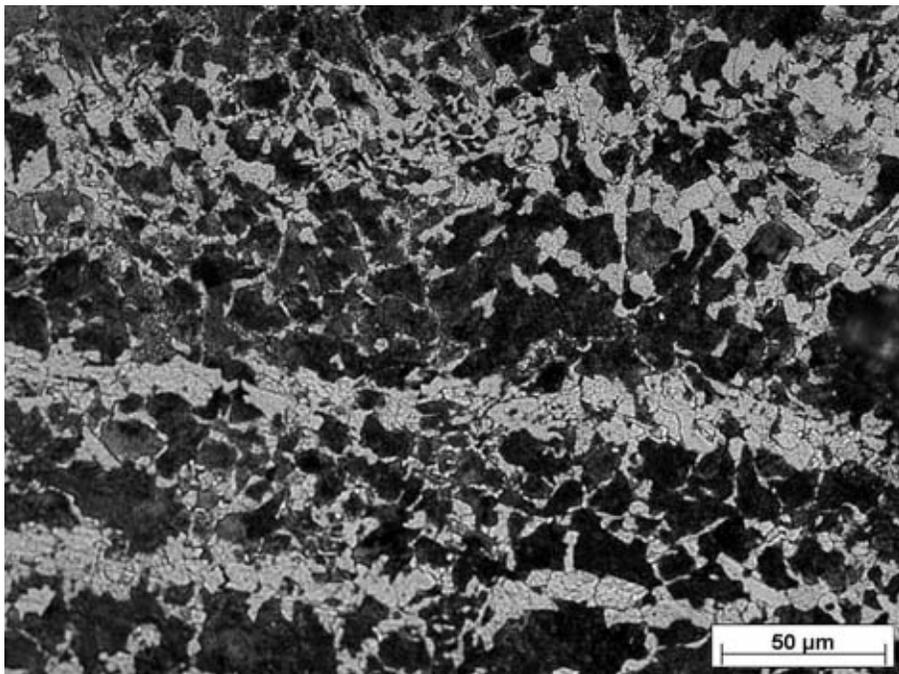


Figura 4.14- Detalhamento da Figura 4.13. Aumento de 500X.

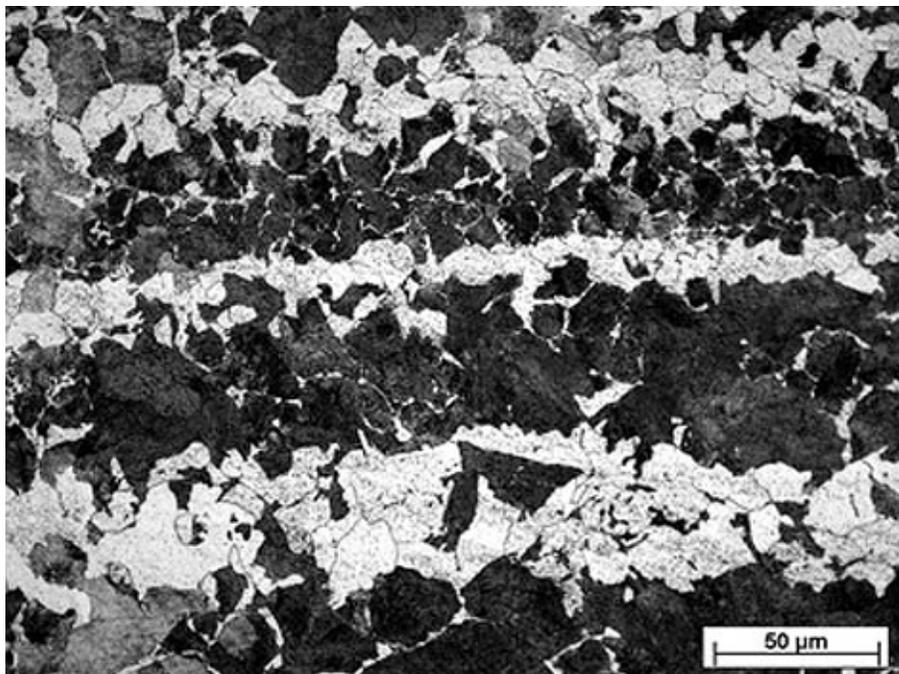


Figura 4.15 – Região da ZTA em elo sem corrosão. Bandeamento microestrutural de ferrita e perlita. Aumento de 500X.

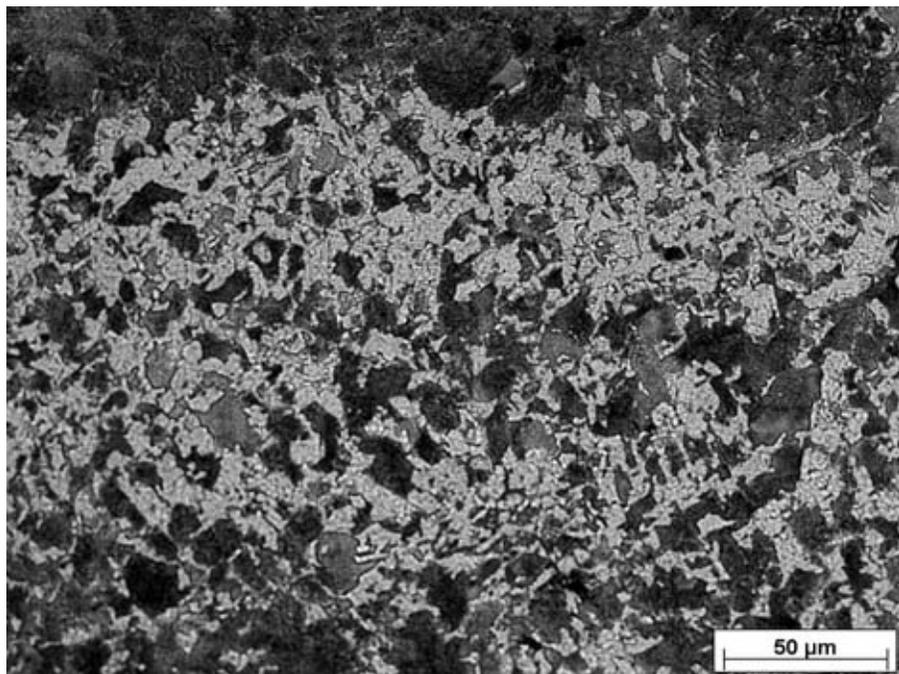


Figura 4.16 – Região da ZTA em elo com corrosão. Bandeamento microestrutural de ferrita e perlita. Aumento de 500X.

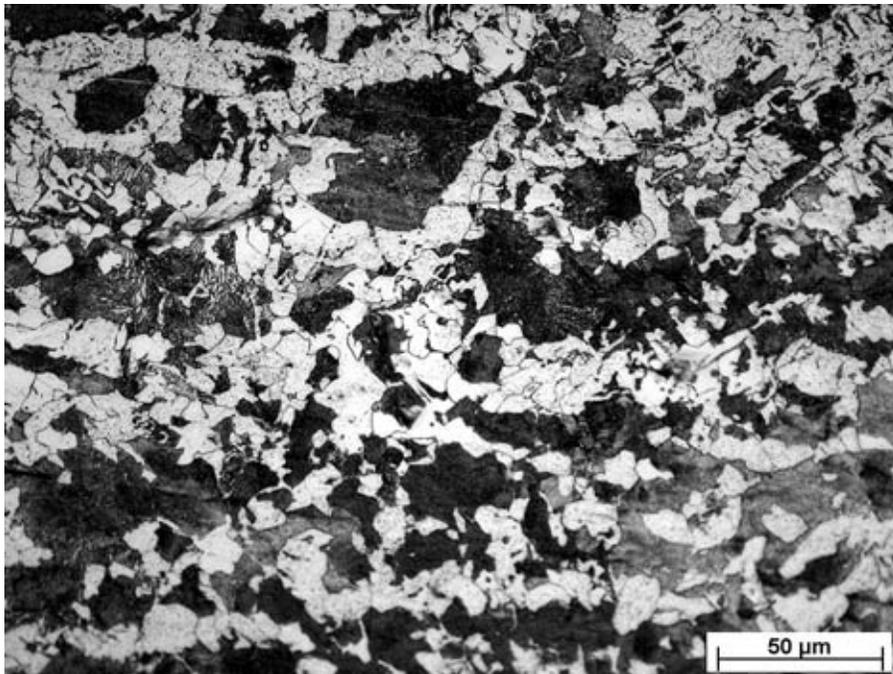


Figura 4.17 – Região da solda em elo sem corrosão. Aumento de 500X.

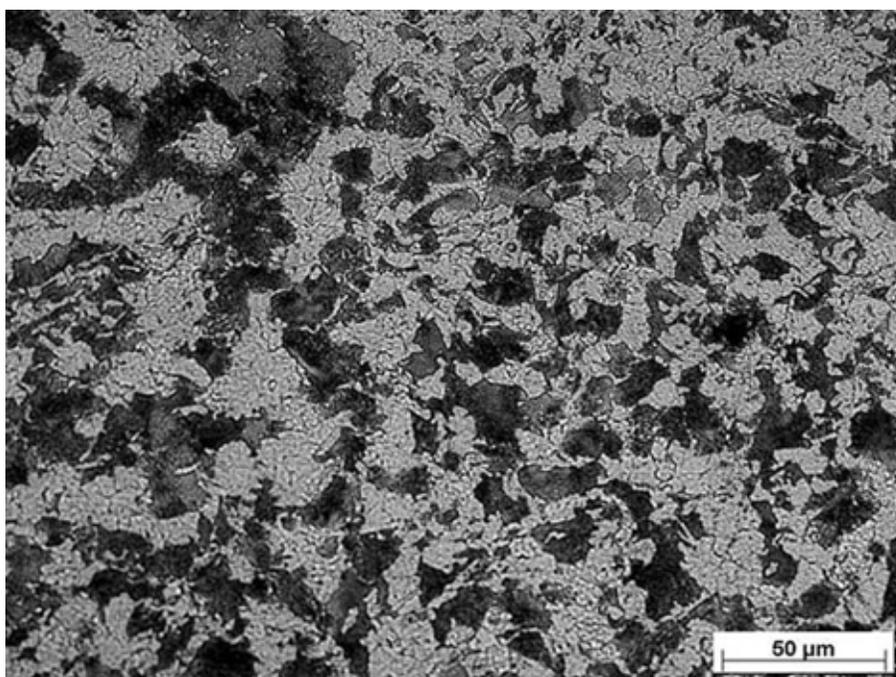


Figura 4.18 – Região da solda em elo com corrosão. Aumento de 500X.

Analisando as microestruturas apresentadas nas figuras anteriores, pode-se perceber claramente a presença de bandejamento microestrutural de ferrita e perlita.

O bandejamento, em geral é proveniente da falta de homogeneidade em escala microscópica da composição química do aço. O primeiro sólido formado possui uma

composição química diferente do último, o que provoca segregações em zonas do lingote, que são mais ricas em elementos de liga e essas segregações influenciam nas fases que se formam em transformações posteriores.

O primeiro sólido formado é pobre em elementos de liga tais como Fósforo, Manganês, Níquel e Cromo em relação ao líquido que o envolve. Este sólido possui uma forma dendrítica e a distância entre as zonas segregadas são impostas pelo tamanho das dendritas e sua separação. A solidificação rápida é acompanhada de dendritas finas e próximas enquanto que a solidificação lenta produz uma estrutura mais grosseira [21].

A característica de bandeamento microestrutural das amostras com e sem corrosão pode ser observado tanto no metal de base quanto na ZTA. O bandeamento do metal de base dos elos sem corrosão aparece com bandas de ferrita e perlita melhor definidas, provocando a impressão de um bandeamento mais homogêneo, com as microestruturas mais paralelas, melhor organizadas e apresentando espessuras e densidades de bandas de ferrita e perlita equivalentes. Tal efeito sugere a presença de um bandeamento mais intenso nos elos sem corrosão no que naqueles com corrosão. Além disto, tem-se, também, a impressão de que os grãos de ferrita e perlita presentes no bandeamento microestrutural dos elos sem corrosão em sua região de metal de base são maiores do que aqueles presentes no bandeamento da respectiva região dos elos com corrosão.

Quando comparadas as Figuras 4.14 e 4.15, referentes à região da ZTA em elos em ambas condições, nota-se que os elos sem corrosão possuem um bandeamento microestrutural mais intenso e melhor definido, além de tal bandeamento apresentar maiores tamanhos de grão.

Na região da solda dos elos com e sem corrosão é observado não há presença bandeamento microestrutural, que pode ser visto através da perda de definição das linhas horizontais de ferrita e perlita como está apresentado nas Figuras 4.16 e 4.17. Tal efeito o que pode ter sido causado pelo aquecimento localizado no momento da soldagem por centelhamento dos elos.

4.6.2 Contagem de Ferrita

4.6.2.1 Varredura Milimétrica

Os resultados da contagem de ferrita, ou seja, a porcentagem de ferrita nas regiões de metal de base, ZTA e solda para amostras de elos com e sem corrosão, adotando-se uma varredura milimétrica para a modificação das posições de contagem estão apresentadas nas Tabelas 4.11 e 4.12.

TABELA 4.11 – Contagem de Ferrita Contida em Elo Sem Corrosão.

Posição de Medição	% Ferrita					
	Metal de Base		ZTA		Solda	
	Centro	Borda	Centro	Borda	Centro	Borda
1	56,13	35,72	37,07	37,95	49,9	33,88
2	45,01	32,55	25,87	34,7	29,19	29,28
3	50,58	39,8	43,62	42,06	33,14	30,85
4	42,8	32,16	19,87	33,54	36,94	31,02
5	51,49	32,85	46,94	25,59	24,85	30,05
Média	49,2	34,62	34,67	34,77	34,8	31,02

TABELA 4.12 –Contagem de Ferrita contida em Elo Com Corrosão.

Posição de Medição	% Ferrita					
	Metal de Base		ZTA		Solda	
	Centro	Borda	Centro	Borda	Centro	Borda
1	43,81	38,05	27,02	23,5	37,77	18,63
2	45,59	35,87	27,61	23,49	35,28	19,67
3	40,58	32,47	27,72	24,86	32,39	19,17
Média	43,32	35,46	27,45	23,9	35,14	19,15

Observando as Tabelas 4.11 e 4.12, pode-se concluir que as regiões centrais dos elos sem e com corrosão possuem as maiores porcentagens de ferrita quando comparadas com os valores na região da borda. Isso pode ser explicado pelo fato do carbono, durante o processo de soldagem se difundir com mais facilidade para as regiões do elo do que para as regiões centrais.

Nota-se que o metal de base tanto na região central como na região da borda possui a maior porcentagem de ferrita, sendo que a quantidade de ferrita é máxima na região central dos elos em ambas as condições estudadas.

Observando agora a região da solda dos elos com corrosão, nota-se que os valores relativos à borda e região central são bem distintos. Tal fato sugere uma falta de homogeneização da estrutura na região de solda do elo com corrosão. Já observando a região de solda no elo sem corrosão, pode-se notar que há uma maior homogeneidade microestrutural, pois as porcentagens de ferrita são aproximadamente iguais nas diferentes posições do elo.

Na região da ZTA de ambas as condições, existe uma equivalência de quantidade de ferrita entre as posições borda e centro do elo.

Essas diferenças entre as porcentagens de ferrita em cada região do elo e entre as diferentes condições dos elos mostram que há diferença na disposição das fases que constituem a microestrutura do aço, o que afeta a microdureza das diversas regiões dos elos com e sem corrosão. Conseqüentemente, existem influências nas propriedades de cada elo, pois estas diferenças sugerem que os elos possuem características distintas, como por exemplo, ductilidade e resistência do material à corrosão em um ambiente agressivo, como aquele relacionado com a água do mar.

4.6.2.2 Varredura Micrométrica

Amostras provenientes de elos com e sem corrosão sofreram varreduras micrométricas, na direção transversal à linha de solda com o objetivo de se promover a determinação mais precisa das porcentagens de ferrita características das diferentes regiões dos elos. Cada varredura transversal foi repetida em dez posições diferentes ao longo da linha de solda.

Os resultados destas varreduras estão apresentados nas Figuras 4.19 e 4.21. Além dos gráficos resultantes das varreduras são mostrados, nas Figuras 4.20 e 4.22, gráficos contendo a média das varreduras, apresentando as porcentagens médias de cada um dos 40 campos medidos em cada varredura.

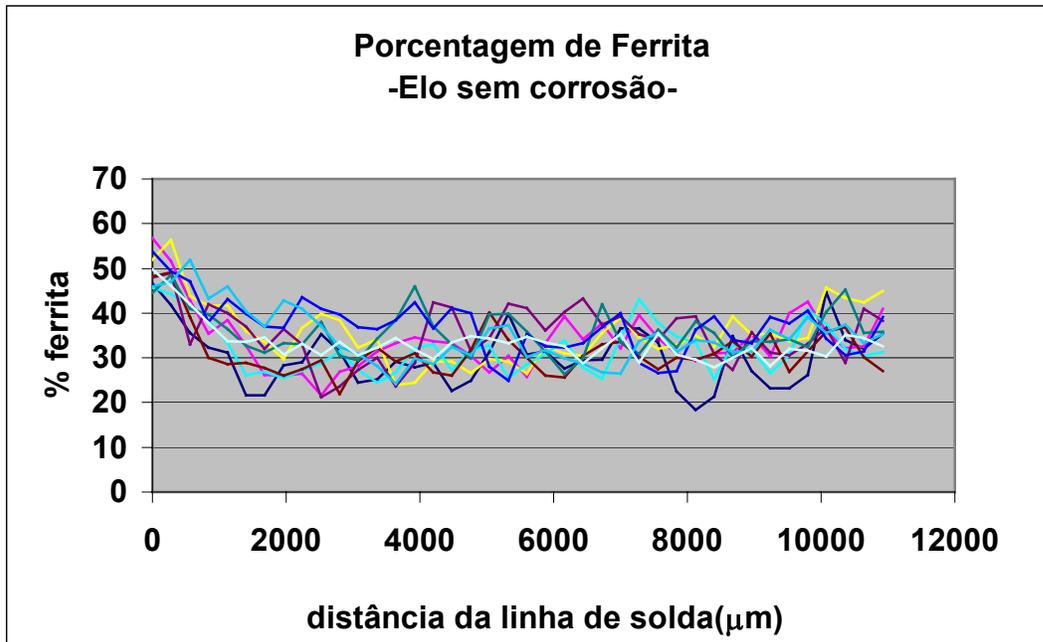


Figura 4.19 –Distribuição da fração de ferrita em função da distância da linha de solda em amostra sem corrosão.

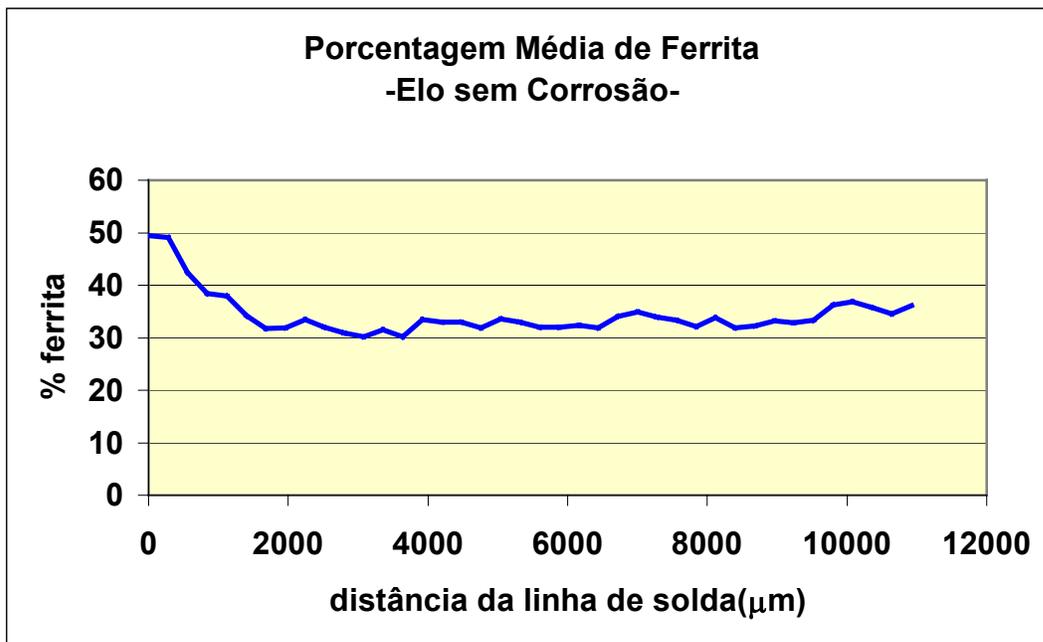


Figura 4.20 –Média das distribuições apresentadas na Figura 4.19.

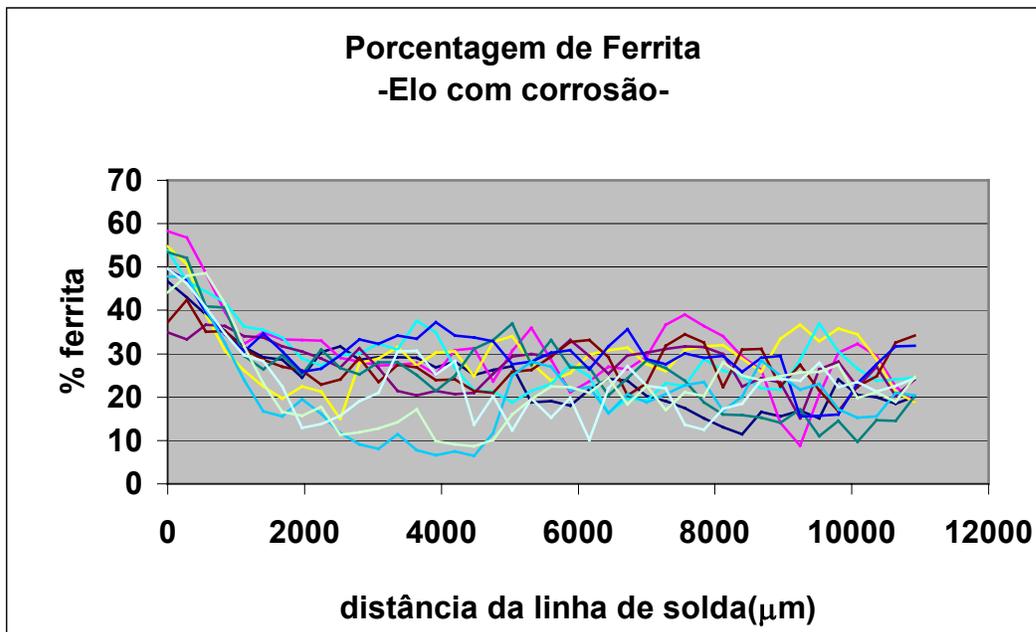


Figura 4.21 –Distribuição da fração de ferrita em função da distância da linha de solda em amostra com corrosão.

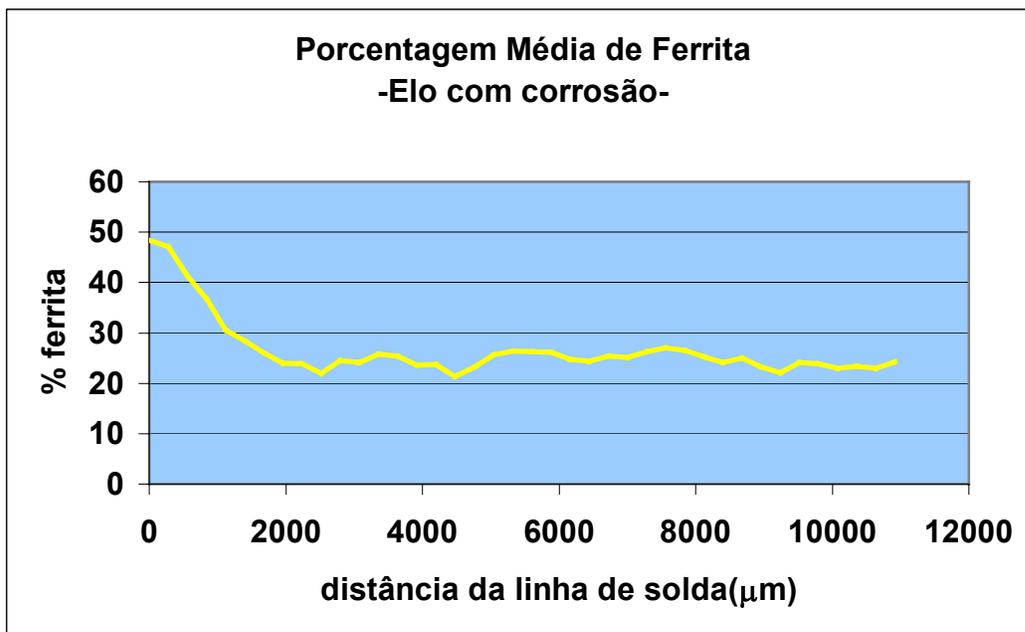


Figura 4.22 – Média das distribuições apresentadas na Figura 4.21.

Na Figura 4.20, pode-se observar que a porcentagem de ferrita na linha de solda fica em torno de 50% e logo em seguida há uma queda brusca para valores abaixo de 25% de ferrita. Após uns 2000 microns, a porcentagem de ferrita estabiliza-se entre 30% e 35% de ferrita. Este comportamento também foi observado em todas as dez varreduras feitas na amostras sem corrosão, conforme apresentado na Figura 4.19.

Já na Figura 4.22, pode-se observar que a porcentagem média de ferrita na linha de solda fica em torno de 50% e logo em seguida há uma queda brusca para valores abaixo de 30% de ferrita. Após 2000 microns, a porcentagem de ferrita estabiliza-se entre 20% e 25% de ferrita. Este comportamento também foi observado na Figura 4.21.

O metal de base foi admitido neste trabalho como sendo a região do material que possui estabilidade nas porcentagens de ferrita, tanto para elos com corrosão quanto para elos sem corrosão(vide item 4.6.3). Isso é explicado devido à esta região não ser afetada pelo aquecimento provocado pela soldagem do aço [13,14].

Na região da solda, em ambas as condições, existe a maior porcentagem de ferrita das amostras analisadas, enquanto que na região da ZTA, também para ambas as condições observa-se uma queda brusca na porcentagem de ferrita. Isso é explicado pelo fato de haver uma difusão de carbono da região da solda para a ZTA durante a soldagem [13,14]. Conseqüentemente, existe um empobrecimento da quantidade de carbono local na primeira provocando o enriquecimento da segunda. Tal fato favorece o aparecimento de uma maior quantidade de ferrita junto a linha de solda.

4.6.3 Tamanho da ZTA

Está apresentada nas Figuras 4.23 e 4.24 a variação das frações de ferrita em elos com e sem corrosão, respectivamente, e foram plotados de acordo com as Figuras 4.20 e 4.22, apresentadas anteriormente, com o objetivo de permitir uma definição mais exata da variação deste microconstituente em função da região de solda, ZTA e metal de base. Desta maneira, a observação das Figuras 4.27 e 4.28 permite a determinação precisa do tamanho da ZTA [13,14].

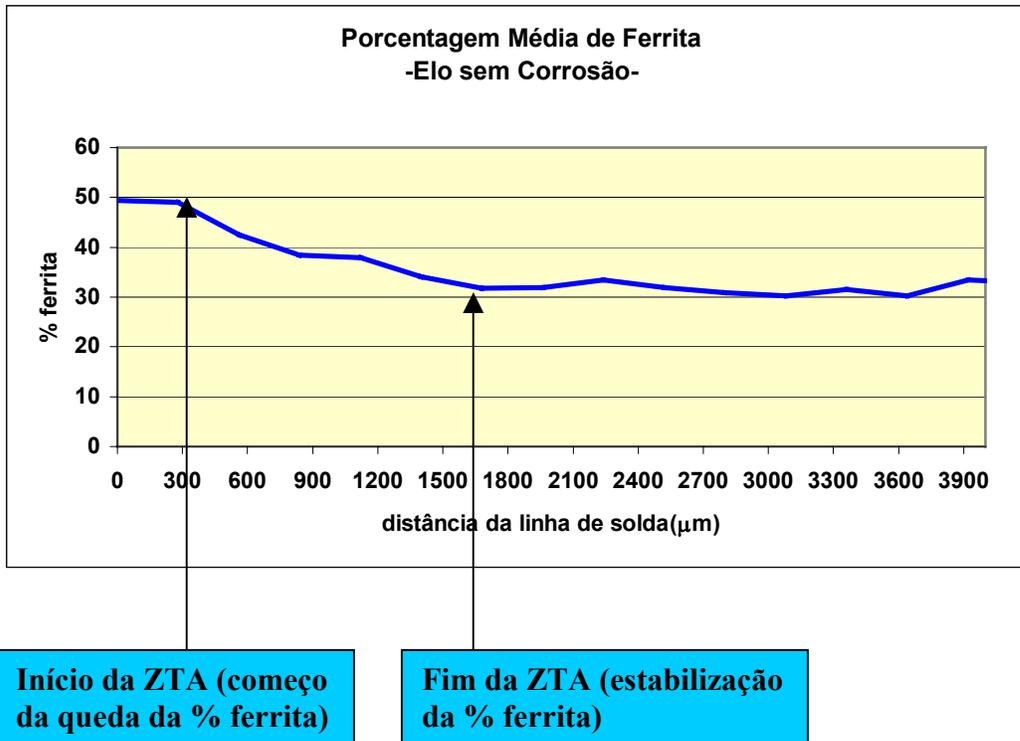


Figura 4.23 – Gráfico para determinação do tamanho da ZTA no elo sem corrosão.

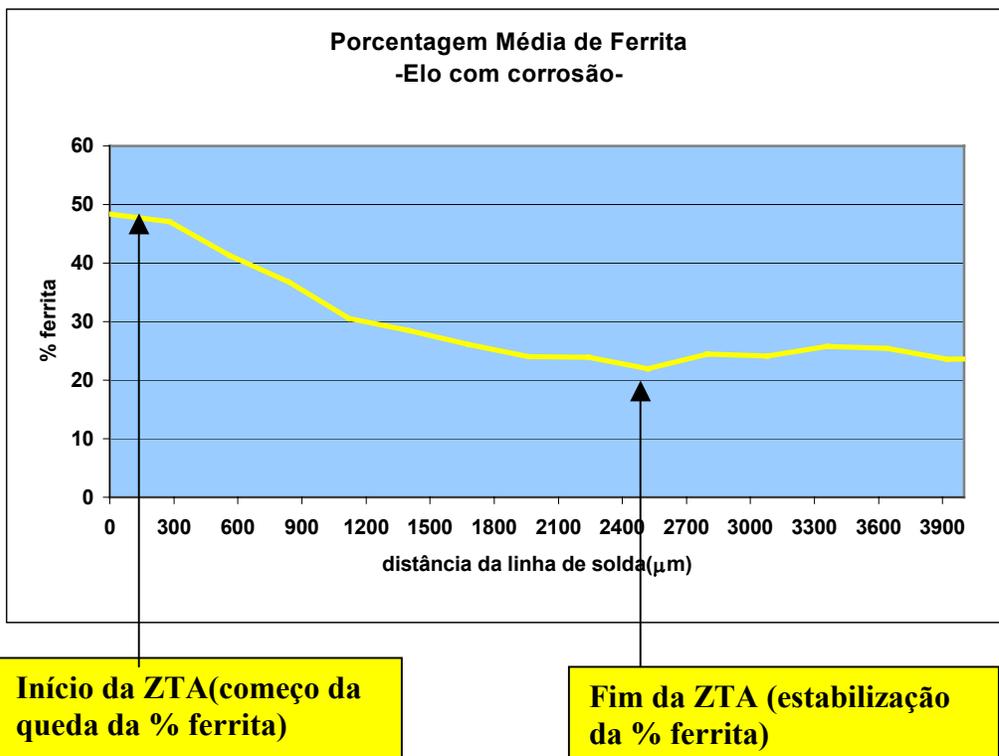


Figura 4.24 – Gráfico para determinação do tamanho da ZTA no elo com corrosão.

O tamanho da ZTA é um parâmetro microestrutural complexo de se observar e, por isso difícil de ser medido. A correlação entre a porcentagem de ferrita e tamanho da ZTA é válida em aços ferríticos devido a forte delimitação observada entre as regiões de solda, ZTA e metal de base[13,14]. Isso pôde ser comprovado através dos gráficos apresentados anteriormente. Esta maneira, a ZTA foi determinada através da observação da porcentagem de ferrita ao longo da amostra do material. Determinou-se que a ZTA teve seu início na posição de queda brusca na quantidade de ferrita logo após a linha de solda e teve seu fim no começo de uma estabilização na porcentagem de ferrita, o que caracteriza começo da região do metal de base, em aços ferríticos-perlíticos.

Então, de acordo com as Figuras 4.23 e 4.24 pode-se notar que a ZTA encontra-se compreendida entre as distâncias de 300 e 1600 microns para o elos sem corrosão e 300 e 2500 microns para o elo com corrosão, distâncias estas onde há uma queda acentuada na porcentagem de ferita e seguindo-se a estabilização da fração da mesma. Portanto, com base nestas verificações, pode-se estimar a extensão da ZTA no material sem corrosão como equivalente a 1300 microns, isto é, 1,3mm enquanto que a mesma característica microestrutural no material com corrosão equivale a 2300 microns, isto é, 2,3mm.

Fazendo uma comparação entre os tamanhos da ZTA, pode-se observar que os elos sem corrosão possuem uma ZTA bem menor que a ZTA característica dos elos com corrosão, ou seja, 1,3mm e 2,3mm, respectivamente.

A largura da ZTA é fortemente influenciada pelo aporte térmico do processo de soldagem, que por sua vez, provoca maiores volumes de material submetidos a elevadas temperaturas [13,14]. No caso dos elos com corrosão foi observado que o tamanho da ZTA é maior em quase 80 % se comparado com os elos sem corrosão. Isso sugere que os primeiros sofreram uma maior aquecimento do que os últimos durante o processo de soldagem, afetando uma região maior do material dos elos com corrosão.

Entretanto, as larguras das regiões de solda, em ambos os casos, são equivalentes a 300 microns, isto é, 0,3mm.

4.6.4 Otimização do Tratamento Térmico de Recozimento

Observando as microestruturas das amostras como recebida de elos sem e com corrosão mostradas nas Figuras 4.13 e 4.14, pode-se notar a presença de forte bandeamento no material. Os tratamentos térmicos de recozimento foram feitos com o intuito de eliminar este bandeamento presente em todas as regiões, fazendo com que o material se tornasse mais homogêneo para assim estudar a influência desta característica microestrutural sobre a resistência à corrosão do material.

Assim, foram feitos alguns testes de recozimento com diferentes temperaturas e tempos de permanência no forno com resfriamento dentro do forno baseados em referências para o aço em estudo, até se obter um tratamento térmico que eliminasse por completo o bandeamento da estrutura [36, 37, 43].

Está apresentada nas Figuras numeradas de 4.25 a 4.28 a evolução microestrutural do material em função dos parâmetros dos tratamentos térmicos.



Figura 4.25 – Amostra após recozimento à 900°C por 1 hora. Presença de bandeamento na microestrutura. Aumento de 100X.

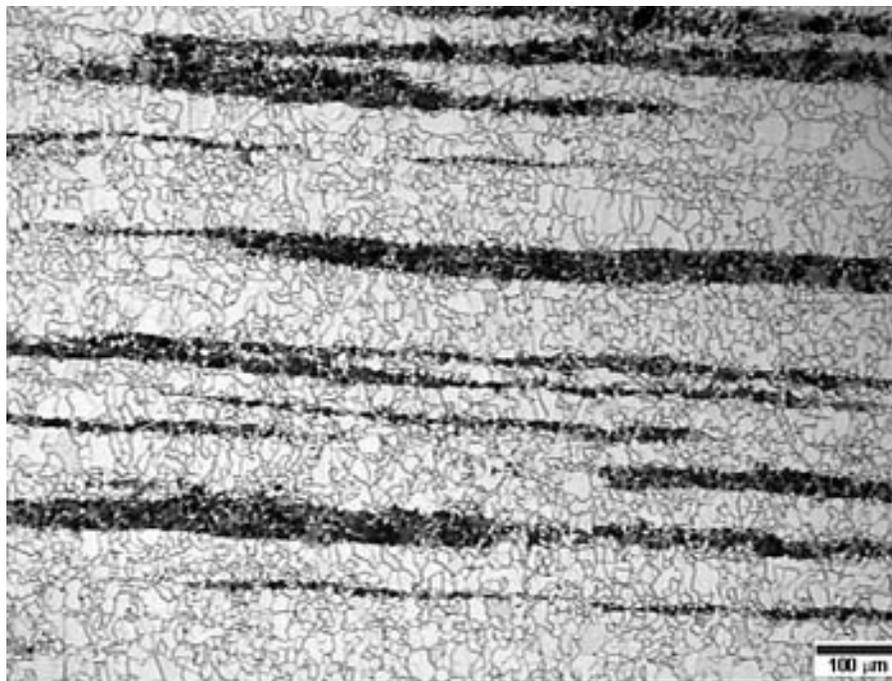


Figura 4.26 – Amostra após recozimento à 950 °C por 1 hora. Presença de bandejamento na microestrutura. Descarbonetação superficial da amostra. Aumento de 100X.



Figura 4.27 – Amostra após recozimento à 1000°C por 1 hora e meia. Ainda há presença de bandejamento na microestrutura, porém observa-se pequena difusão da perlita. Aumento de 100X.

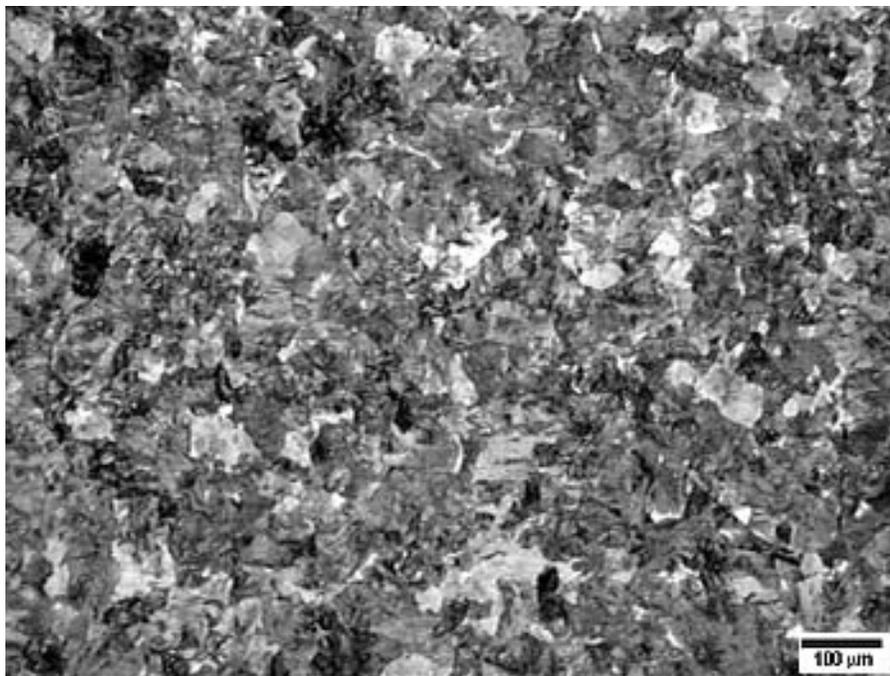


Figura 4.28 – Amostra após recozimento à 1000°C por 2 horas e meia. Eliminação total do bandamento na microestrutura. Aumento de 100x.

Na Figura 4.25 está apresentado o bandamento na microestrutura do metal de base da amostra mesmo após a austenitização feita à 900°C por 1 hora no forno e mostra que não houve a eliminação do bandamento.

Assim sendo, foi necessário aumentar a temperatura para 950°C para o mesmo tempo dentro do forno (1 hora) para observar se haveria desaparecimento do bandamento, o que não ocorreu, conforme mostrado na Figura 4.26. Além disso, observa-se uma descarbonetação superficial da amostra, o que foi eliminado com a proteção das amostras em meio contendo carvão.

Em seguida, foi aumentada a temperatura para 1000°C e o tempo também foi aumentado para 1 hora e meia. Pôde-se observar na Figura 4.27 que o bandamento ainda está presente só que há um começo de difusão entre as bandas, ou seja, há o início de uma homogeneização da estrutura. Portanto, para o próximo teste optou-se em deixar a temperatura constante em 1000°C e elevar um pouco o tempo dentro do forno para 2 horas e meia. O resultado obtido foi ótimo e pôde ser visto na microestrutura da Figura 4.28. Desta maneira, adotou-se como tratamento térmico de recozimento das amostras, a temperatura de 1000°C por 2 horas e meia.

4.6.5 Efeito dos Tratamentos Térmicos

Para a documentação em microscopia ótica das doze condições de tratamento térmico foi utilizado o ataque colorido chamado *Beraha* “10/3” (versão do Klemm I) [35]. Este ataque colorido possibilita a visualização da bainita inferior, cementita não dissolvida e martensita presentes.

De acordo com Vander Voort [49], a tonalidade azulada e acinzentada que aparece nas micrografias é identificada como bainita inferior; a tonalidade branca é identificada como cementita não dissolvida enquanto que a tonalidade marrom escuro e claro é identificada como martensita temperada.

Estão reveladas nas Figuras 4.29, 4.30 e 4.31 as microestruturas correspondentes às austenitizações à 840°C, 870°C e 900°C por 1 hora seguida de têmpera em água, posteriores ao recozimento à 1000°C por 2 horas e meia.

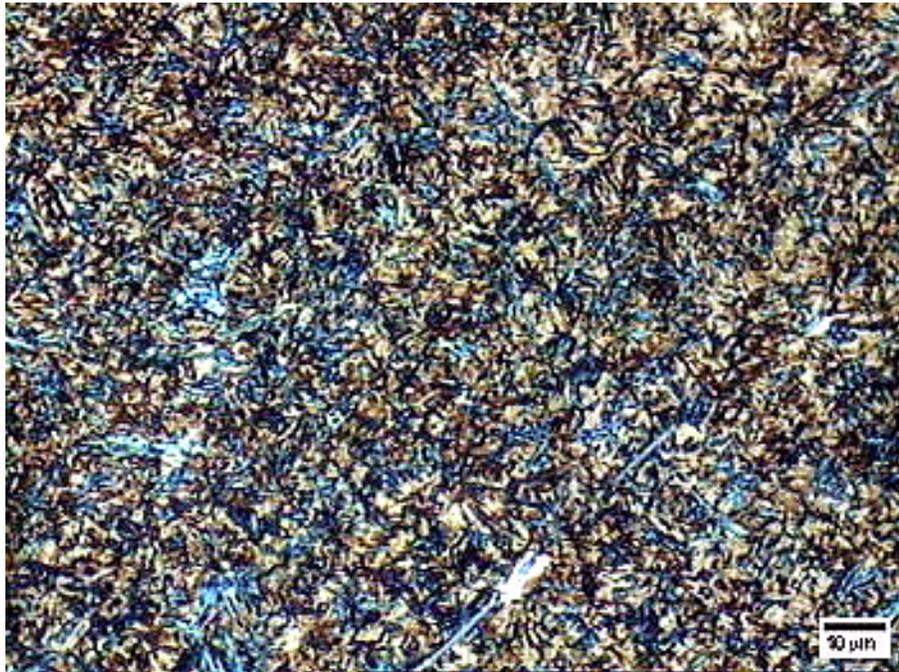


Figura 4.29 –Microestrutura da ZTA recozida, austenitizada à 840°C por 1 hora e temperada em água. Presença de bainita inferior e martensita. Aumento de 500X.



Figura 4.30 –Microestrutura da ZTA recozida, austenitizada à 870°C por 1 hora e temperada em água. Presença de bainita inferior e martensita , além de sulfeto. Aumento de 500X.

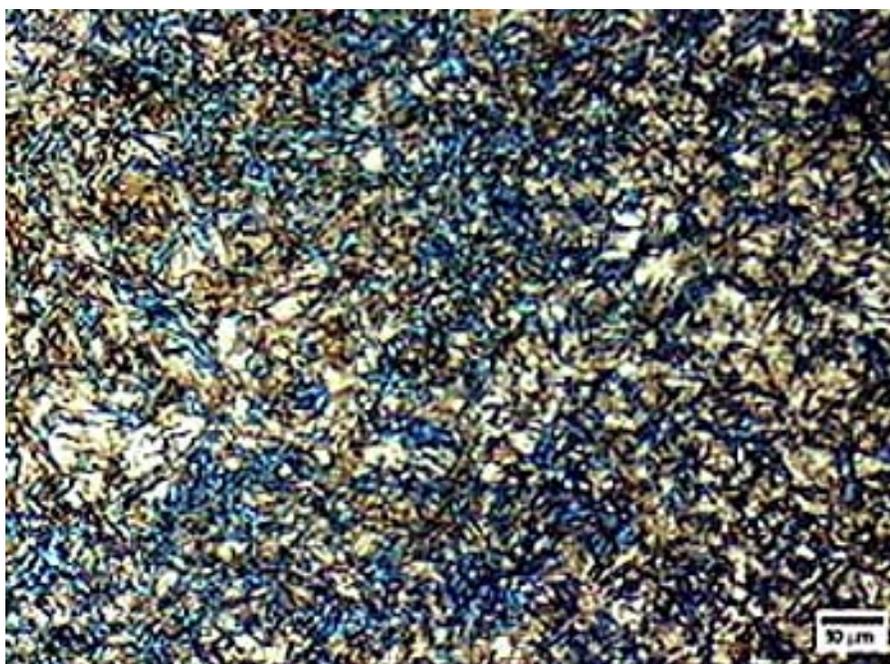


Figura 4.31 –Microestrutura da ZTA recozida, austenitizada à 900°C por 1 hora e temperada em água . Presença de bainita inferior e martensita . Aumento de 500X.

De acordo com as Figuras anteriores, pode-se notar através do ataque colorido a presença de bainita inferior (coloração azul) e presença de martensita (coloração marrom claro e escuro) para as condições das amostras austenitizadas e temperadas. Além disso, são observados alguns sulfetos presentes na microestrutura.

Estão mostradas nas Figuras 4.32, 4.33 e 4.34 as microestruturas correspondentes às austenitizações à 840°C, 870°C e 900°C por 1 hora sem recozimento prévio.



Figura 4.32 –Microestrutura da ZTA austenitizada à 840°C por 1 hora e temperada em água. Presença de bainita inferior e martensita. Aumento de 500X.



Figura 4.33 –Microestrutura da ZTA austenitizada à 870°C por 1 hora e temperada em água. Presença de bainita inferior e martensita. Aumento de 500X.

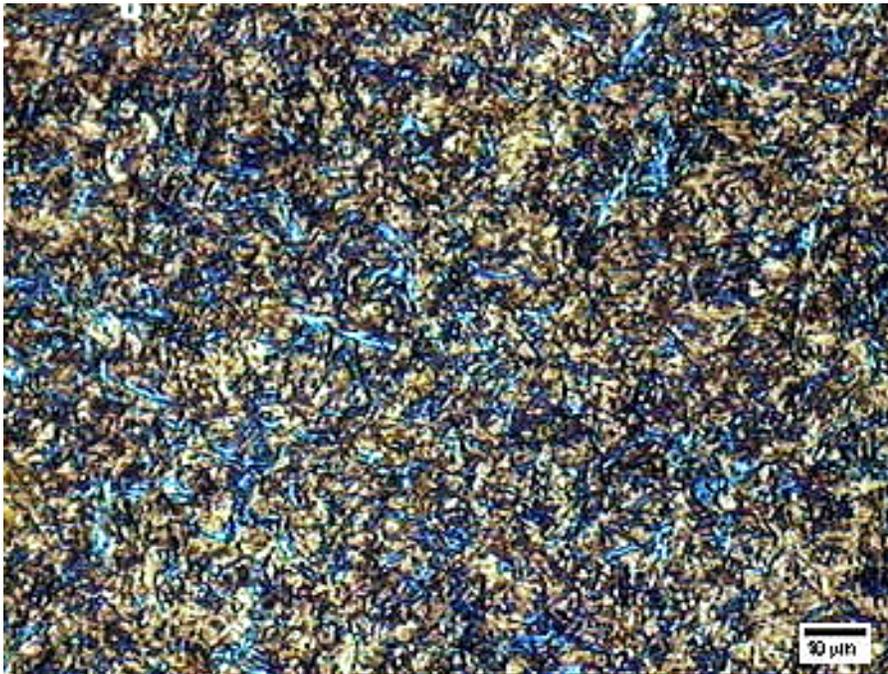


Figura 4.34 –Microestrutura da ZTA austenitizada à 900°C por 1 hora e temperada em água. Presença de bainita inferior e martensita. Aumento de 500X.

Pode-se observar a presença de bainita inferior, assim como de martensita em todas as temperaturas de têmpera para as amostras não recozidas.

Além disso, a comparação das Figuras 4.32, 4.33 e 4.34 com seus respectivos pares nas Figuras 4.29, 4.30 e 4.31 permite a observação de que estas últimas apresentam uma microestrutura martensítica com as agulhas melhores definidas. Possivelmente esse aspecto microestrutural está associado com a temperatura de tratamento térmico de recozimento (1000°C) prévio à austenitização, o que provocou o aumento do grão austenítico primário e conseqüentemente aumentou a temperabilidade do material provocando uma têmpera mais severa.

Estão apresentadas nas Figuras 4.35, 4.36 e 4.37 as microestruturas correspondentes às austenitizações à 840°C , 870°C e 900°C por 1 hora seguidas de têmpera em água e revenido à 650°C por 1 hora após o recozimento prévio à 1000°C por 2 horas e meia.



Figura 4.35 –Microestrutura da ZTA recozida, austenitizada à 840°C por 1 hora temperada em água e revenida à 650°C por 1 hora. Presença de martensita revenida. Aumento de 500X.



Figura 4.36 –Microestrutura da ZTA recozida, austenitizada à 870°C por 1 hora, temperada em água e revenida à 650°C por 1 hora. Presença de martensita revenida. Aumento de 500X.

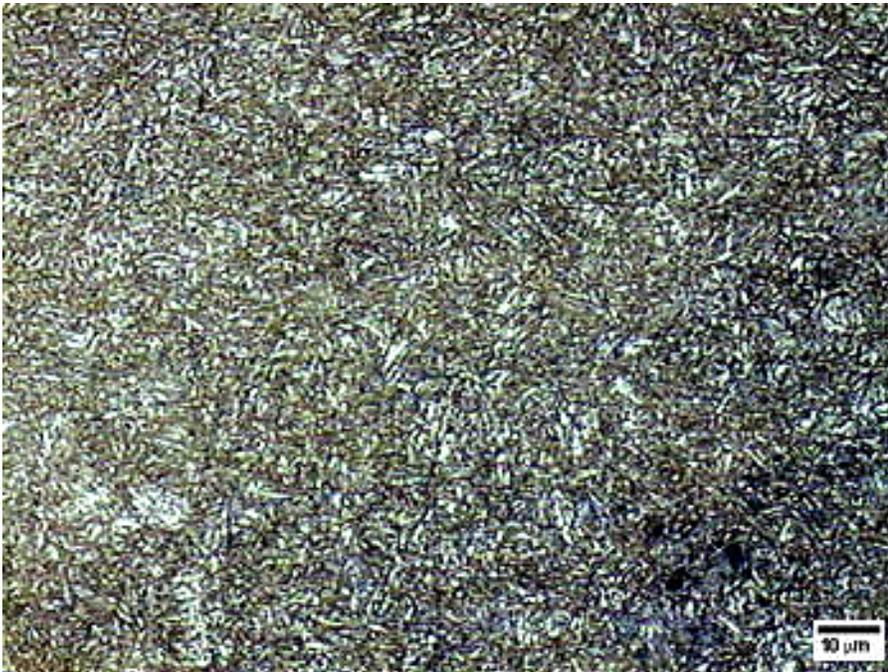


Figura 4.37 –Microestrutura da ZTA recozida, austenitizada, à 900°C por 1 hora, temperada em água e revenida à 650°C por 1 hora. Presença de martensita revenida. Aumento de 500X.

A comparação entre as Figuras 4.29, 4.30 e 4.31, amostras recozidas, austenitizadas e temperadas, com as Figuras 4.35, 4.36 e 4.37, recozidas, austenitizadas, temperadas e revenidas permite a constatação de que houve uma mudança das estruturas bainíticas e martensíticas para bainíticas e martensíticas revenidas. Tal constatação é baseada na mudança da aparência típica das microestruturas, bem como na ausência de coloração provocada pelo ataque de Beraha que caracterizou a bainita inferior e martensita nas Figuras 4.29, 4.30 e 4.31. Desta maneira pode-se observar a presença de martensita revenida em todas as temperaturas de têmpera seguida de revenido para as amostras recozidas.

Estão apresentadas nas Figuras 4.38, 4.39 e 4.40 as microestruturas correspondentes às austenitizações à 840°C, 870°C e 900°C por 1 hora seguidas de têmpera em água e de revenido à 650°C por 1 hora sem recozimento prévio.

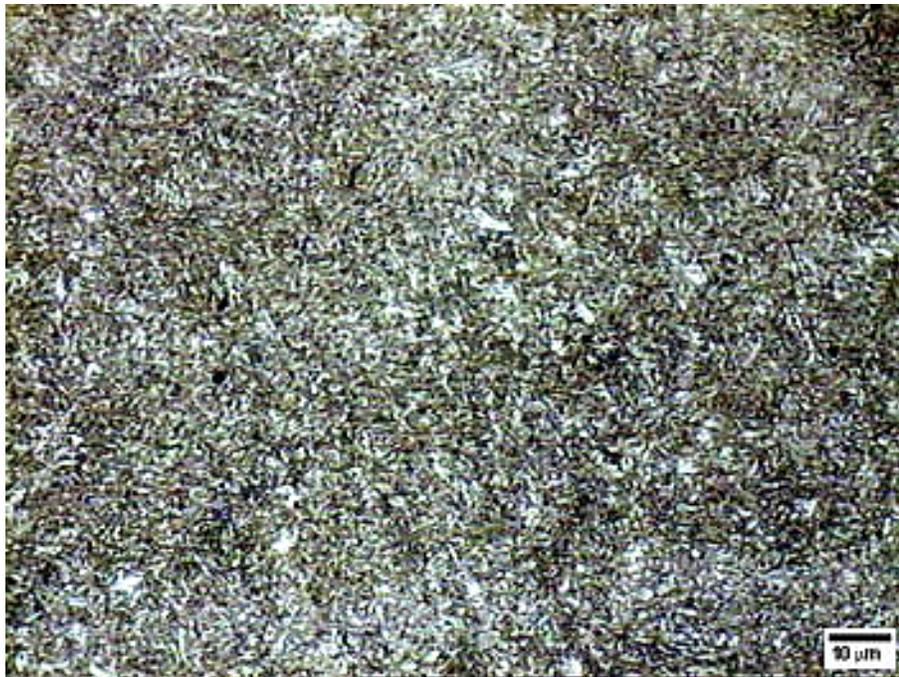


Figura 4.38 –Microestrutura da ZTA austenitizada à 840°C por 1 hora, temperada em água e revenida à 650°C por 1 hora. Presença de martensita revenida. Aumento de 500X.



Figura 4.39 –Microestrutura da ZTA austenitizada à 870°C por 1 hora, temperada em água e revenida à 650°C por 1 hora. Presença de martensita revenida. Aumento de 500X.

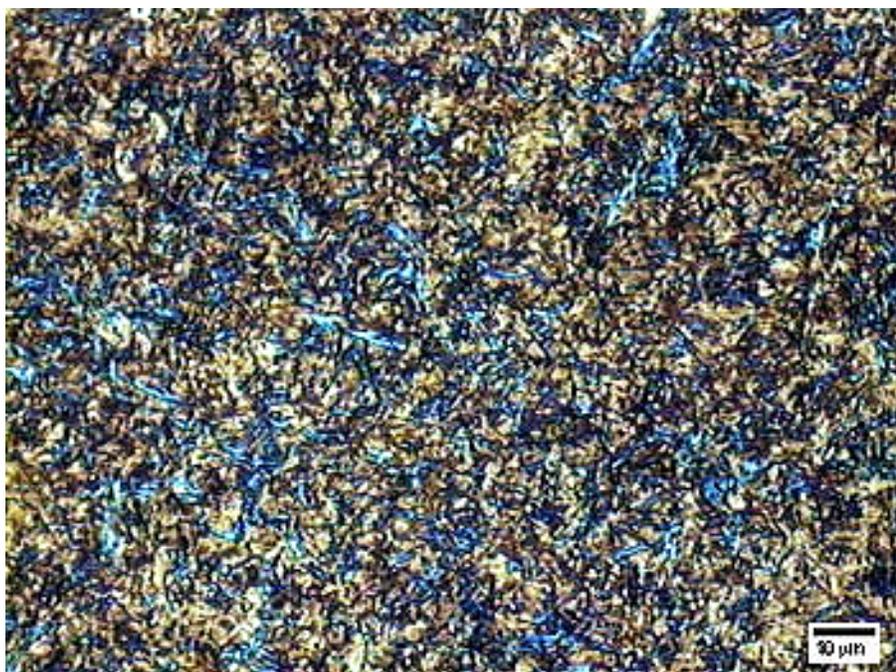


Figura 4.40 –Microestrutura da ZTA austenitizada à 900°C por 1 hora, temperada em água e revenida à 650°C por 1 hora. Presença de bainita inferior e martensita revenida. Aumento de 500X.

A comparação entre as Figuras 4.32, 4.33 e 4.34, amostras não recozidas, austenitizadas e temperadas, com as Figuras 4.38, 4.39 e 4.40, não recozidas, austenitizadas, temperadas e revenidas permite a constatação de que houve uma mudança das estruturas bainíticas e martensíticas para bainíticas e martensíticas revenidas. Tal constatação é baseada na mudança da aparência típica das microestruturas, bem como na ausência de coloração provocada pelo ataque de Beraha que caracterizou a bainita inferior e martensita nas Figuras 4.32, 4.33 e 4.34. Desta maneira pode-se observar a presença de martensita revenida em todas as temperaturas de austenitização seguida de têmpera e de revenido para as amostras não recozidas.

4.7 Perfil de Microdureza e Dureza

4.7.1 Perfil de Microdureza

Os valores de microdureza Vickers encontrados nas amostras de elos sem e com corrosão estão mostrados nas Figuras 4.41, 4.42, 4.43 e 4.44. Para a obtenção dos gráficos, foi usado referência a linha de solda (ou linha de caldeamento), ou seja, a linha de solda é a distância zero, a partir do qual foi obtido um perfil de microdureza, em H_V , em função da distância da linha de solda, em mm. As setas identificam as regiões de solda, ZTA e metal de base dos elos estudados.

Para um perfil de microdureza mais refinado na região próxima à linha de solda, novas medidas de microdureza foram realizadas com espaçamento menor entre as identificações do microdurímetro. Desta maneira, até a distância de 1mm da linha de solda, a microdureza foi medida a cada 0,15mm e, entre esta posição e 5mm, as medições de microdureza foram realizadas a cada 0,25mm.

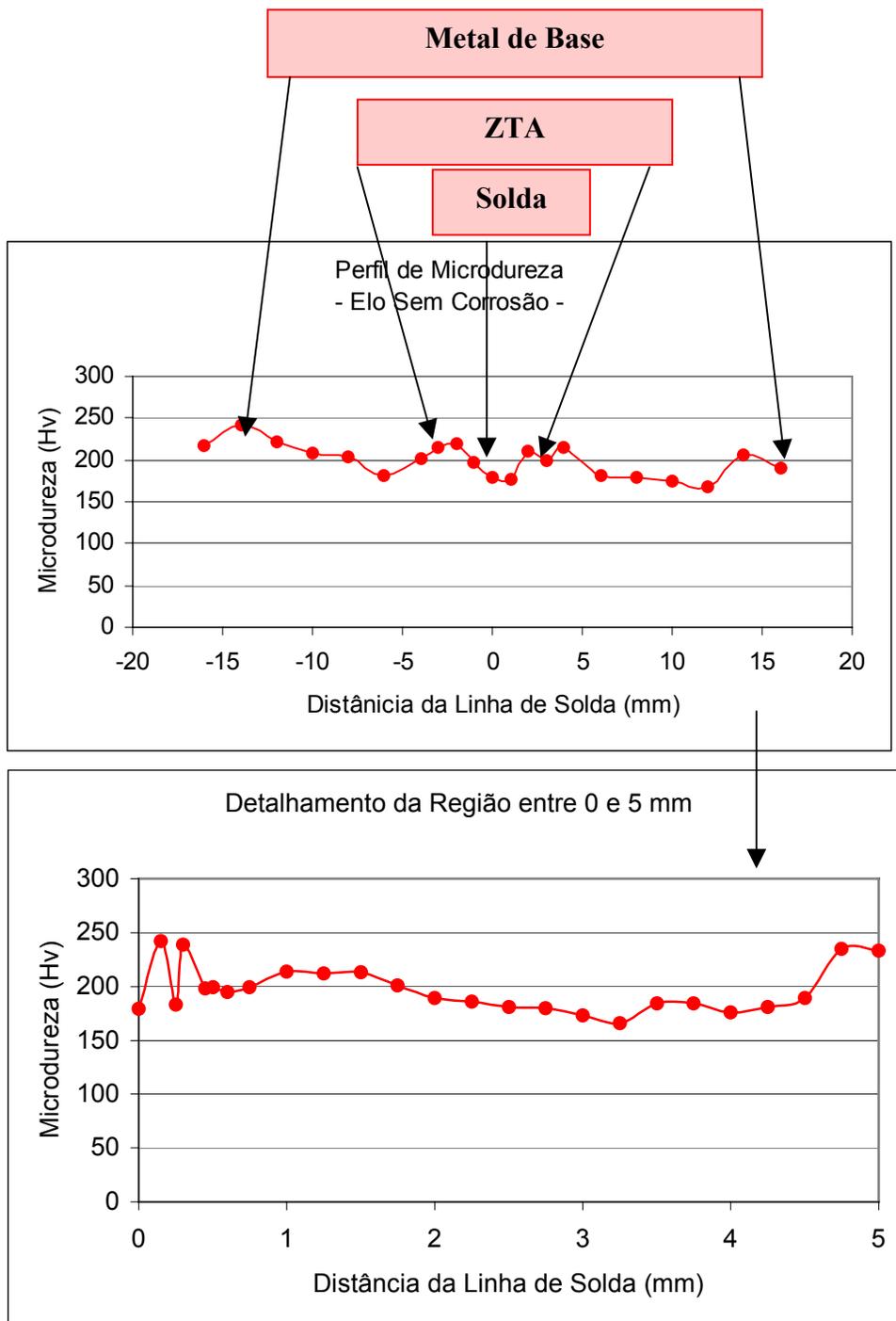


Figura 4.41- Perfil de Microdureza em função da distância à linha de solda na região central do elo sem corrosão.

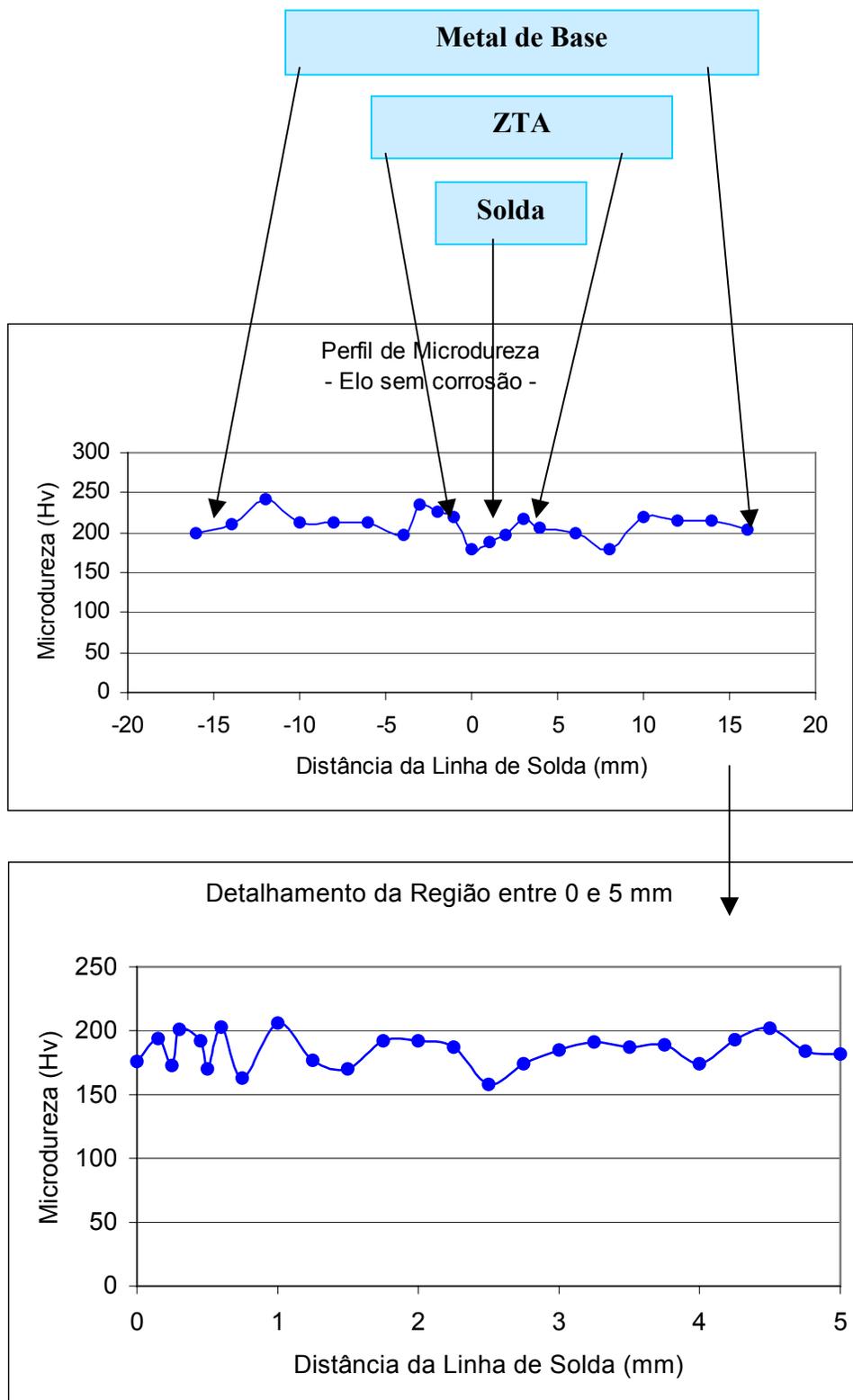


Figura 4.42 - Perfil de Microdureza em função da distância à linha de solda de solda na borda do elo sem corrosão.

O perfil de distribuição da microdureza em função da distância à linha de solda foi levantado com o intuito de identificar e caracterizar de maneira mais adequada o material dos elos em ambas as condições. Portanto, a princípio, as medidas de microdureza foram feitas com espaçamentos maiores entre as identificações. Porém notou-se que era preciso um espaçamento menor nas proximidades da linha de solda.

Para a região central do elo sem corrosão, Figura 4.41, a linha de solda apresenta um valor de microdureza em torno de $180H_v$, enquanto a uma distância de 0,10mm, a microdureza alcança seu valor máximo de quase $240 H_v$. Porém, após certa instabilidade inicial, a partir de aproximadamente 1,2 mm há uma estabilização do valor de microdureza em torno de $200 H_v$.

A Figura 4.42, do elo sem corrosão na região da borda, mostra que na linha de solda há um valor de microdureza Vickers em torno de $175H_v$. Após certa instabilidade na região da ZTA, onde ocorrem os picos de microdureza superiores à $200H_v$, a partir de aproximadamente 1,2 mm há uma estabilização do valor de microdureza em torno de $180 H_v$.

Como apresentado no item 4.6.3, o tamanho da zona termicamente afetada para os elos sem corrosão foi estabelecido como o equivalente a 1,3mm. Então, observando-se as Figuras 4.41 e 4.42, pode-se dizer que os maiores picos de microdureza, bem como os maiores gradientes de variação deste parâmetro microestrutural, em ambas as figuras, encontram-se associados com uma distância máxima de 1,2mm da linha de solda. Esta observação reforça, então, o tamanho da ZTA estabelecido no item 4.6.3 como sendo equivalente a 1,3mm. Tal constatação encontra-se de acordo com a literatura [47], que aponta a ZTA como uma região com intensa variação microestrutural e, conseqüentemente, com intensa variação de propriedades mecânicas (vide item 4.4).

Outro comentário sobre os valores de microdureza na ZTA do elo sem corrosão, pode ser feito apontando para o fato de que os picos de microdureza aparecem na região da ZTA mais próximo da linha de solda, possivelmente ocasionado pelo maior efeito da temperatura durante o processo de soldagem por centelhamento [44,45,50].

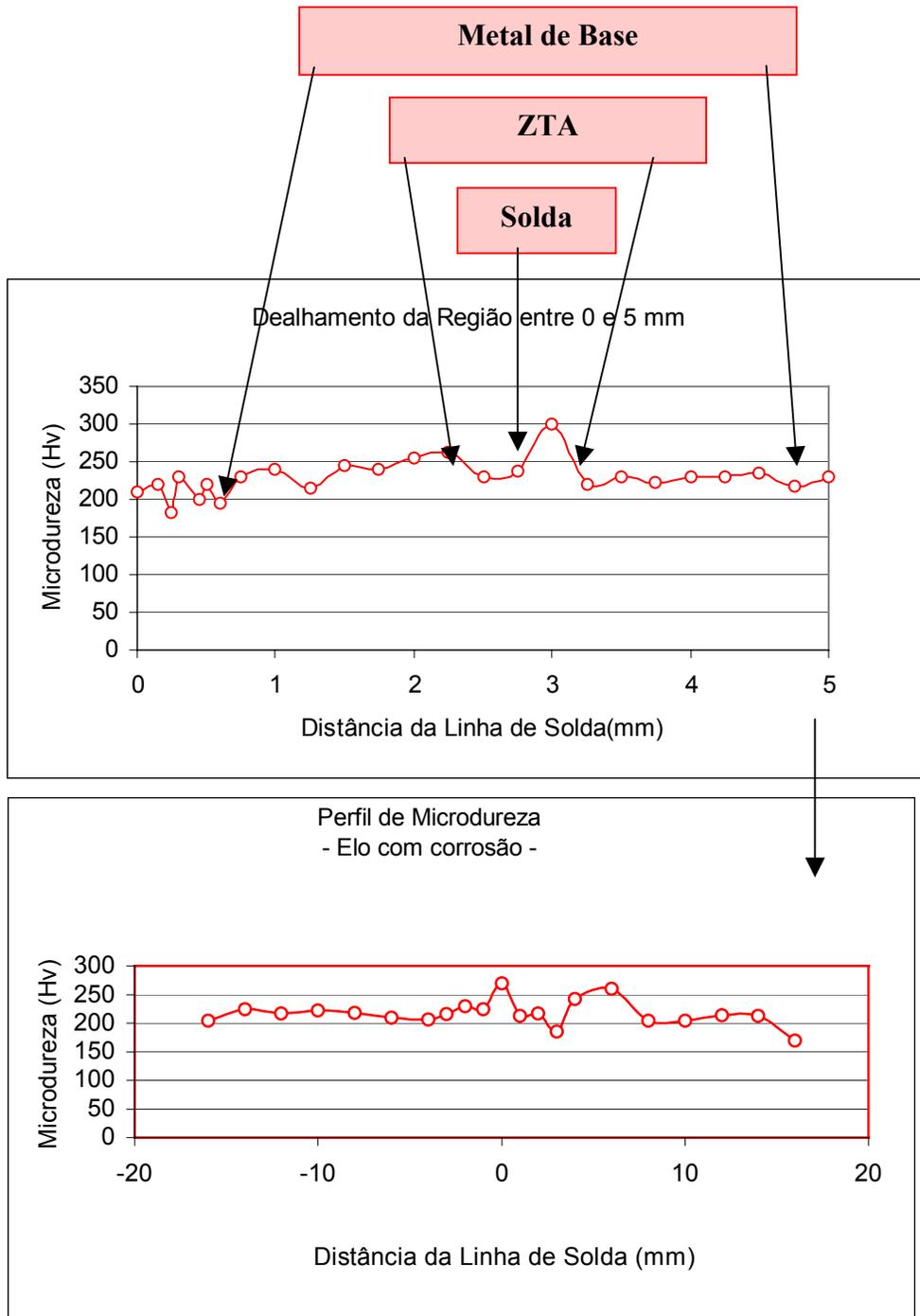


Figura 4.43- Perfil de Microdureza em função da distância à linha de solda na região central do elo com corrosão.

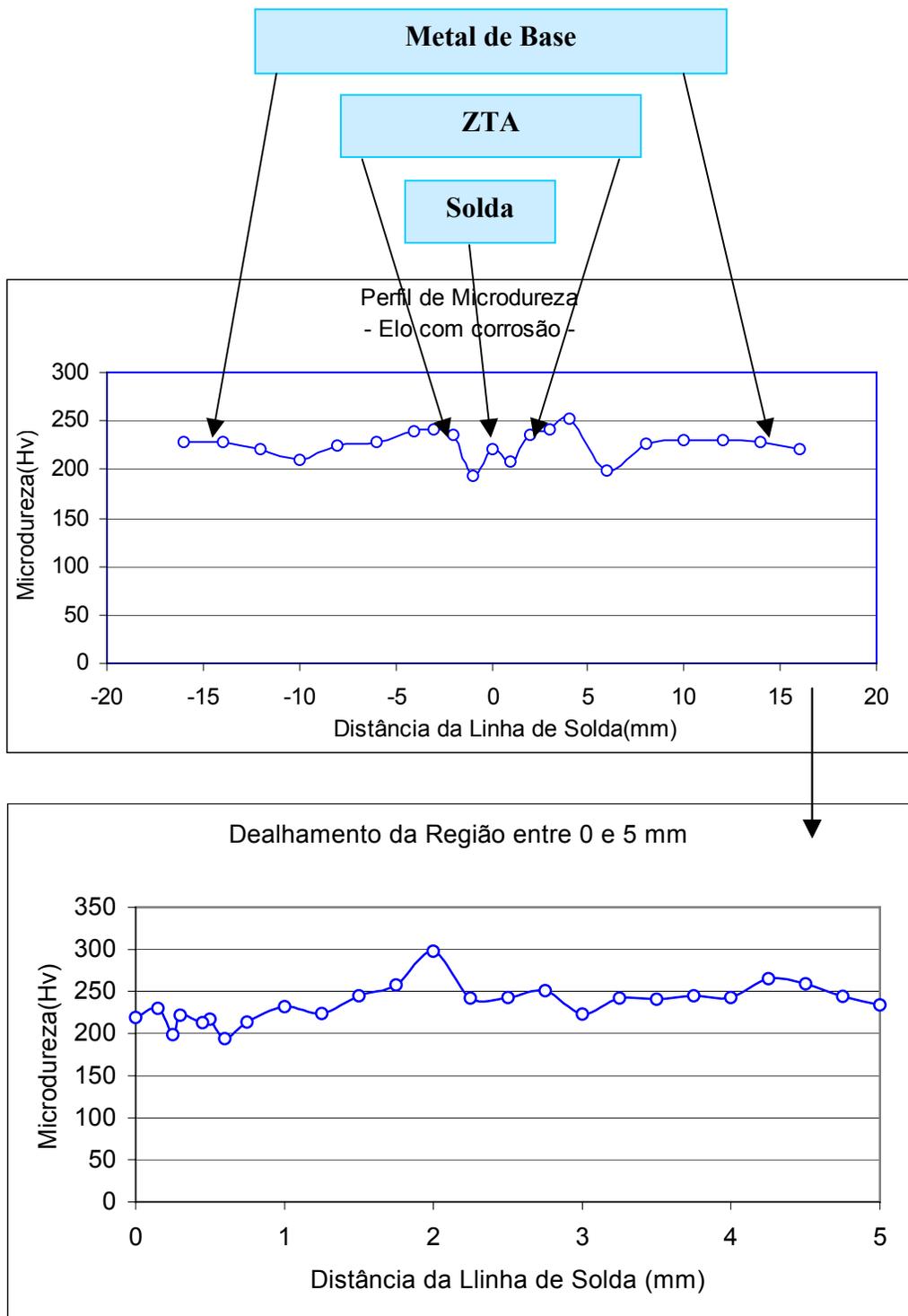


Figura 4.44- Perfil de Microdureza em função da distância na região da borda do elo com corrosão.

Para a amostra do elo com corrosão, em sua região central do elo, a Figura 4.43 mostra que na região da linha de solda há um valor de microdureza Vickers em torno de 200 H_v , enquanto que logo em seguida, existe uma intensa variação da microdureza que alcança quase 250 H_v . A partir de aproximadamente 1 mm há uma estabilização do valor de microdureza em torno de 240 H_v , embora o valor máximo de microdureza (300 H_v) esteja associado com a distância de 3 mm da linha de solda.

Já na região da borda do elo com corrosão, a Figura 4.44 mostra que na região da linha de solda há um valor de microdureza Vickers em torno de 220 H_v , enquanto que logo em seguida, ou seja, à distância de 0,20 mm, o valor de microdureza cai para quase 200 H_v . Após uma certa instabilidade, a partir de aproximadamente 2 mm há uma estabilização do valor de microdureza em torno de 250 H_v , com o valor máximo de microdureza (300 H_v) localizado exatamente nesta posição de 2 mm.

A distribuição de microdureza apresentada nas Figuras 4.43 e 4.44 sugere que também seja coerente o tamanho da ZTA para os elos com corrosão, determinado no item 4.6.3 como sendo equivalente a 2,3 mm e já discutido de maneira similar nas Figuras 4.41 e 4.42.

Uma consideração final em relação à diferença de microdureza apresentada pelos elos com e sem corrosão pode ser feita após a comparação entre as Figuras 4.41 e 4.42 com as Figuras 4.43 e 4.44. A microdureza da ZTA, dos elos com corrosão, é superior, em média, àquela apresentada pelos elos sem corrosão e tal fato já era esperado com base em casos de corrosão em juntas soldadas, reportados na literatura [48,51]. Zonas termicamente afetadas, quando formada por microestruturas mais duras, tornam-se o local preferencial de corrosão devido a um maior nível de tensões residuais inerente ao endurecimento da referida região.

4.7.2 Dureza

O ensaio de dureza foi feito para comprovar a maior dureza da ZTA nos elos com corrosão. Os valores de dureza encontrados para elos em ambas as condições estão representados na Tabela 4.13.

TABELA 4.13 - Valores de Dureza em Função da Região do Elo.

Amostras	Posição da Medição	Dureza à esquerda da linha de solda (Hv)	Dureza na Linha de Solda (Hv)	Dureza à direita da linha de solda (Hv)
Elos sem corrosão	Meio do Elo	178	168	183
	Borda do Elo	199	182	192
Elos com corrosão	Meio do Elo	214	186	206
	Borda do Elo	215	192	216

Conforme pode ser observado na Tabela 4.13, a distribuição de dureza na junta soldada apresenta maiores níveis no elo com corrosão. Em ambas as condições estudadas os máximos valores de dureza se encontram na ZTA. As observações anteriores são coerentes com aquelas mencionadas quando da apresentação dos resultados de distribuição da microdureza nas juntas soldadas, isto é, no item 4.7.1 Neste item observou-se que os maiores níveis de microdureza ocorrem nos elos com corrosão e particularmente na zona termicamente afetada destes.

4.8 Índice de Bandas

Os valores obtidos para o grau de bandeamento e índice de anisotropia para os elos com e sem corrosão encontram-se na Tabela 4. 14.

TABELA 4.14 –Valores obtidos para Grau de Bandeamento (Ω) e Índice de Anisotropia (AI).

Condição	Grau de Bandeamento (Ω)	Índice de Anisotropia (AI)
Elo sem corrosão	0,14	1,25
Elo com corrosão	0,12	1,21

Conforme pode ser observado na Tabela 4.14, os valores obtidos para o grau de bandeamento e para o índice de anisotropia foram superiores para as amostras retiradas de elos sem corrosão. Apesar de haver uma diferença nos valores, nota-se que esta diferença é pequena, mostrando que o bandeamento existente nos elos com e sem corrosão provavelmente não possui uma influência significativa para que um material sofresse corrosão e o outro não.

A presença um pouco mais acentuada do bandeamento microestrutural de ferrita e perlita nos elos sem corrosão veio a confirmar as microestruturas apresentadas nas Figuras do item 4.6.1 deste capítulo que mostram um bandeamento melhor alinhado nos elos sem corrosão.

4.9 Difração de Raios-X

Estão apresentados nas Figuras 4.45, 4.46, 4.47 e 4.48 os resultados da aplicação da técnica de difração de raios-X nas juntas soldadas nas condições com e sem corrosão.

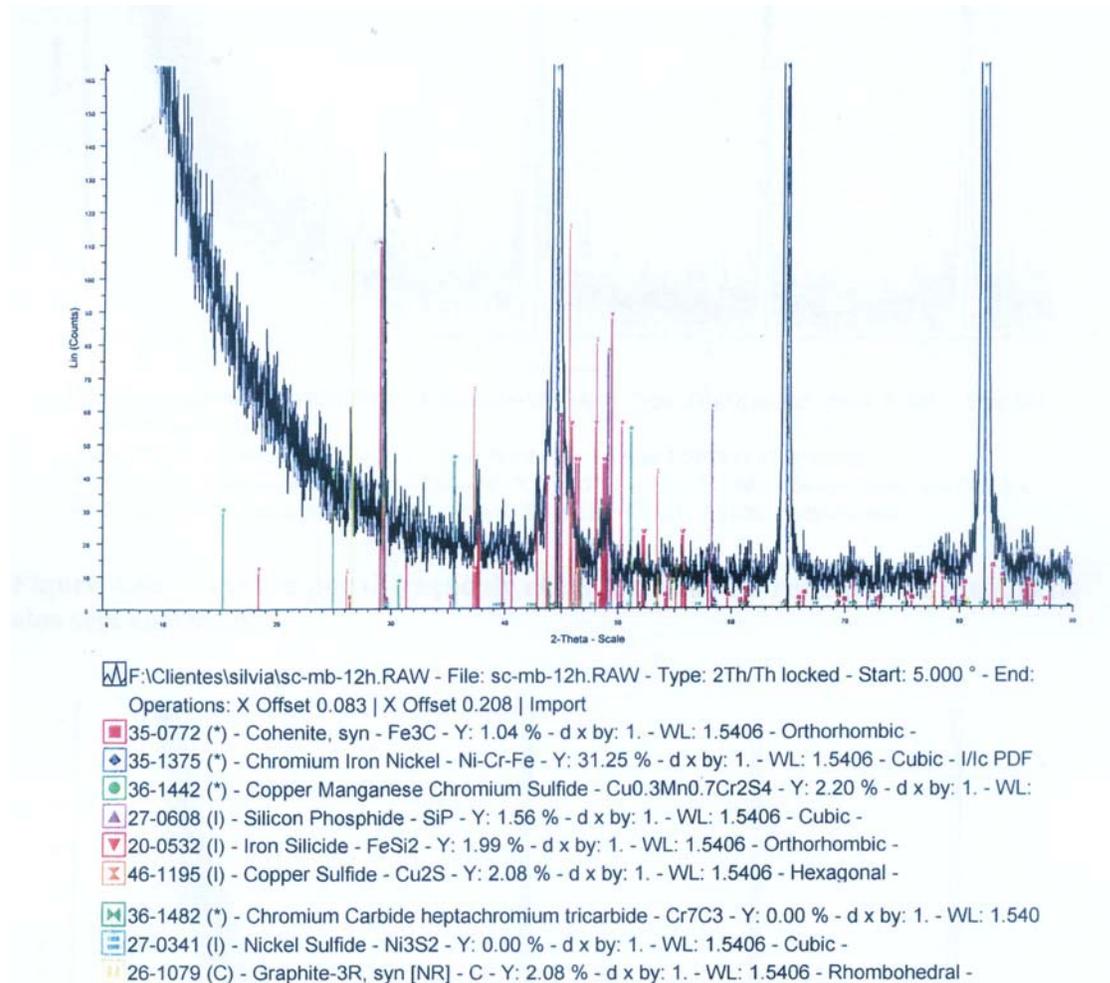
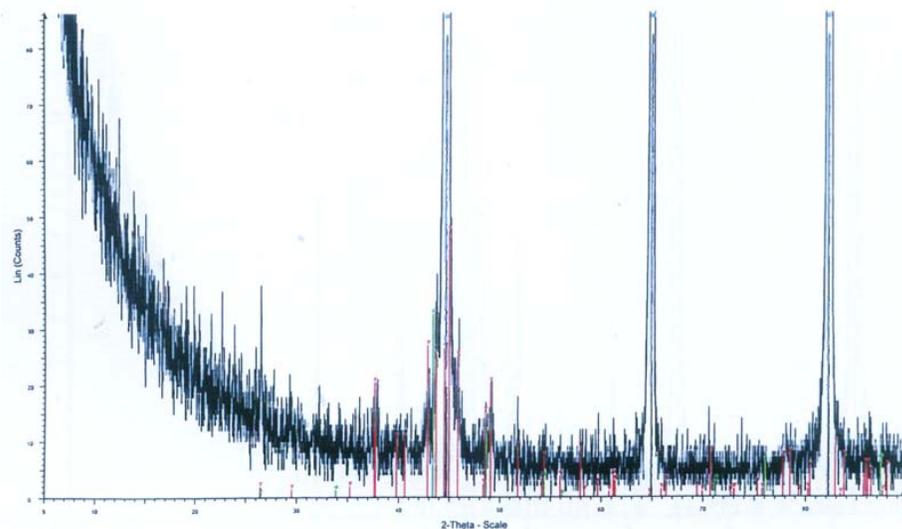


Figura 4.45 – Análise por difração de raios-X no material de base de elos sem corrosão.

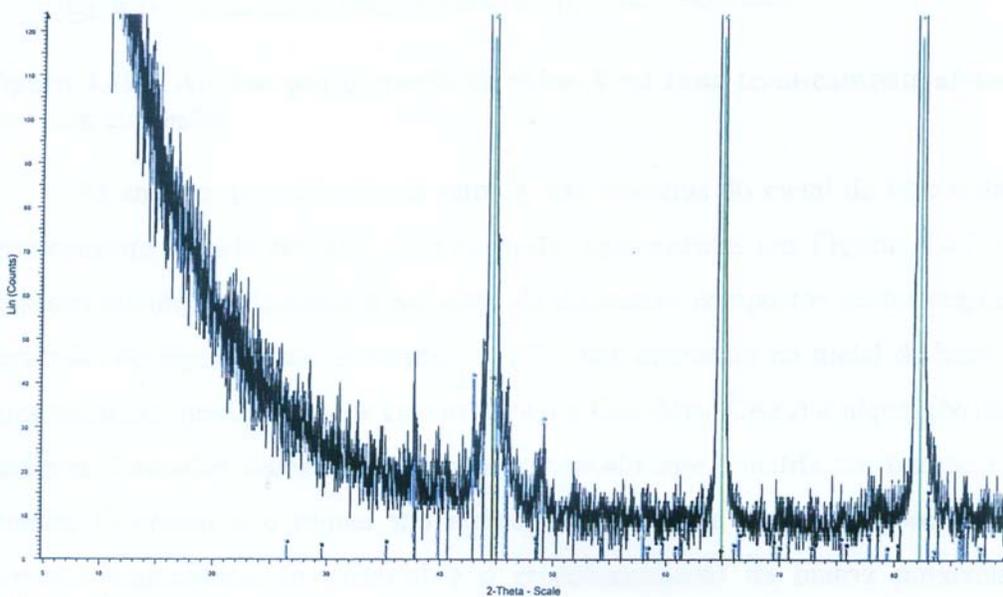


F:\Clientes\silvia\cs-zta-12h1.RAW - File: sc-zta-12h.RAW - Type: 2Th/Th locked - Start: 5.000 ° - End: 90.0

Operations: Import

- 35-0772 (*) - Cohenite, syn - Fe₃C - Y: 0.61 % - d x by: 1. - WL: 1.5406 - Orthorhombic -
- 35-1375 (*) - Chromium Iron Nickel - Ni-Cr-Fe - Y: 50.00 % - d x by: 1. - WL: 1.5406 - Cubic - I/Ic PDF 0.4 -
- 40-1157 (I) - Aluminum Nickel - Ni₅Al₃ - Y: 0.42 % - d x by: 1. - WL: 1.5406 - Orthorhombic -

Figura 4.46 – Análise por difração de raios-X na zona termicamente afetada de elos sem corrosão.



F:\Clientes\Silvia\teste12h.RAW - File: cc-mb-12h.RAW - Type: 2Th/Th locked - Start: 5.000 ° - End: 90.000

Operations: Import

- 35-0772 (*) - Cohenite, syn - Fe₃C - Y: 2.08 % - d x by: 1. - WL: 1.5406 - Orthorhombic -
- 35-1375 (*) - Chromium Iron Nickel - Ni-Cr-Fe - Y: 50.00 % - d x by: 1. - WL: 1.5406 - Cubic - I/Ic PDF 0.4 -

Figura 4.47 – Análise por difração de raios-X no material de base de elos com corrosão.

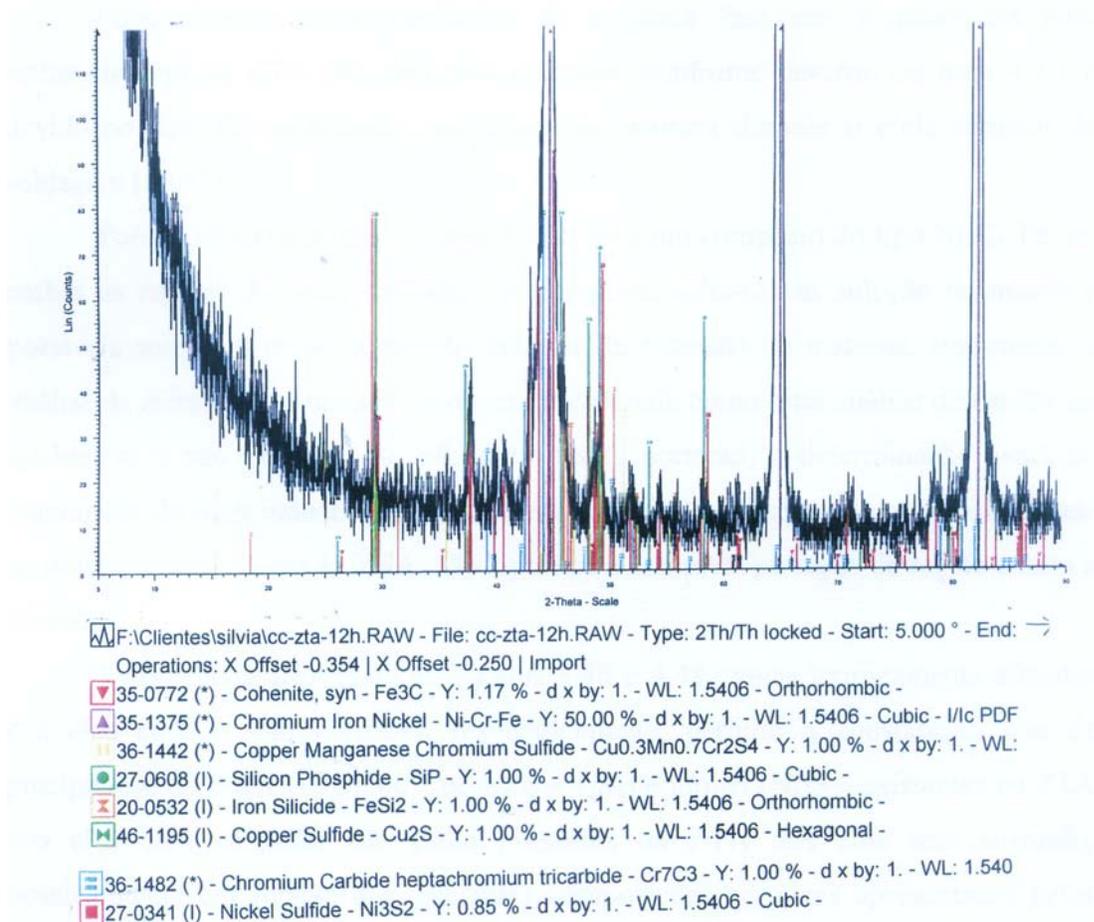


Figura 4.48 – Análise por difração de raios-X na zona termicamente afetada de elos com corrosão.

As análises por difração de raios-X nas amostras do metal de base e da zona termicamente afetada dos elos com corrosão, apresentados nas Figuras 4.47 e 4.48, respectivamente, evidenciaram a presença de diferentes compostos nestas regiões. As partículas de Segunda fase existentes na ZTA não aparecem no metal de base e são, possivelmente, precipitados de cromo (Cr_7C_3 e $\text{Cu}_{0.3}\text{Mn}_{0.7}\text{CrS}_4$) e níquel (NiS_2) que ao serem formados acabam por empobrecer localmente a matriz em relação a estes átomos. O cromo e o níquel são elementos que, entre outras funções, inibem o processo de corrosão e o empobrecimento local da matriz pode ter aumentado a susceptibilidade do material á corrosão. O dano por corrosão foi intensificado pelo fato de que os elos em estudo são componentes estruturais de sistemas de ancoragem de unidades *offshore*, isto é, componentes estruturais que trabalham diretamente em

contato com a água do mar. Além disso, a presença de partículas de segunda fase na ZTA dos elos com corrosão pode ser a causa do endurecimento observado nesta região, conforme descrito no item 4.7.1.

A observação das Figuras 4.47 e 4.48 permite a constatação de que a matriz de ferro, tanto no metal de base quanto na ZTA, contém átomos de níquel e cromo em solução. Entretanto, a presença de níquel e cromo na matriz de ferro não significou a proteção da ZTA dos elos com corrosão, justamente por esta região ter ficado empobrecida de tais átomos quando da precipitação das partículas de segunda fase. Por seu caráter intrínseco, a difração de raios-X caracterizou a presença de átomos em solução na matriz, não permitindo uma análise diferencial quantitativa das diferentes regiões dos elos com corrosão.

A comparação entre as Figuras 4.46 e 4.48, relativas as zonas termicamente afetadas dos elos sem e com corrosão, respectivamente, permite a constatação de que precipitados a base de cromo (como por exemplo Cr_7C_3 e $\text{Cu}_{0,3}\text{Mn}_{0,7}\text{CrS}_4$) e níquel (como por exemplo NiS_2) existentes na ZTA dos elos com corrosão não estão presentes na ZTA dos elos sem corrosão, possivelmente em função das diferentes composições químicas apresentadas pelos materiais (vide Tabela 3.1), diferentes ciclos térmicos de soldagem e tratamentos térmicos, assim como a combinação desses fatores.

Em relação aos resultados das análises de raios-X do presente estudo, deve-se considerar que estas análises indicam a possibilidade e não a confirmação da presença de partículas de segunda fase na ZTA do material com corrosão. Desta maneira, a confirmação dos precipitados deveria ser feita através de cálculos termodinâmicos que permitam a previsão da existência de partículas no material em função de sua composição química e dos parâmetros térmicos adotados na fabricação dos elos.

4.10 Análise de Precipitados no MET

Estão apresentados das Figuras 4.49 à 4.52 alguns precipitados e seus respectivos EDS's encontrados na região da ZTA do elo com corrosão.

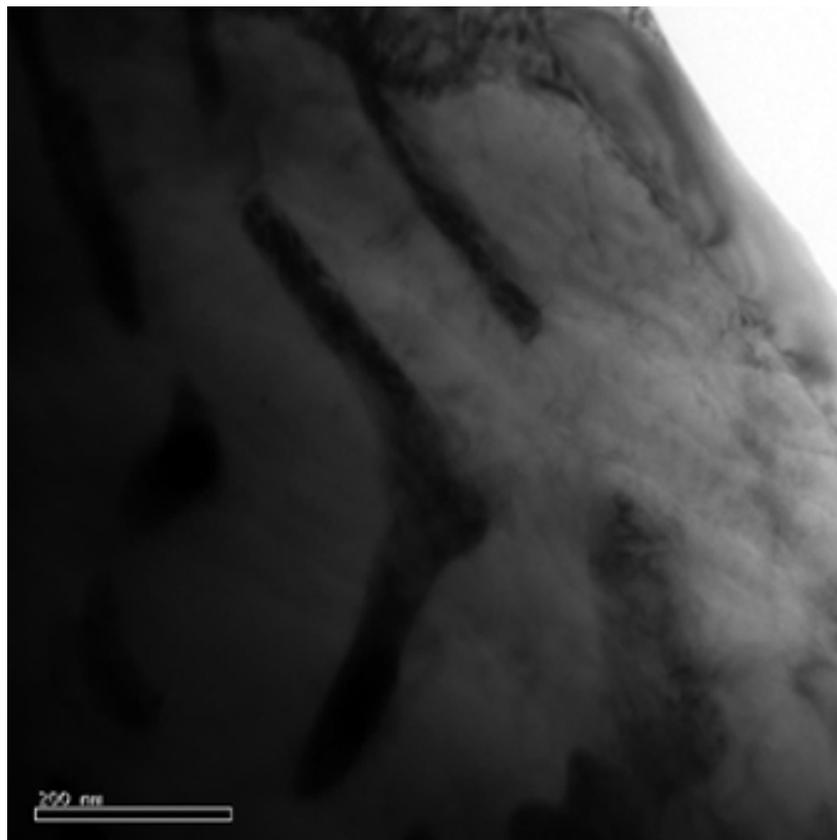


Figura 4.49 – Precipitados presentes na região da ZTA do elo com corrosão. Campo Claro.

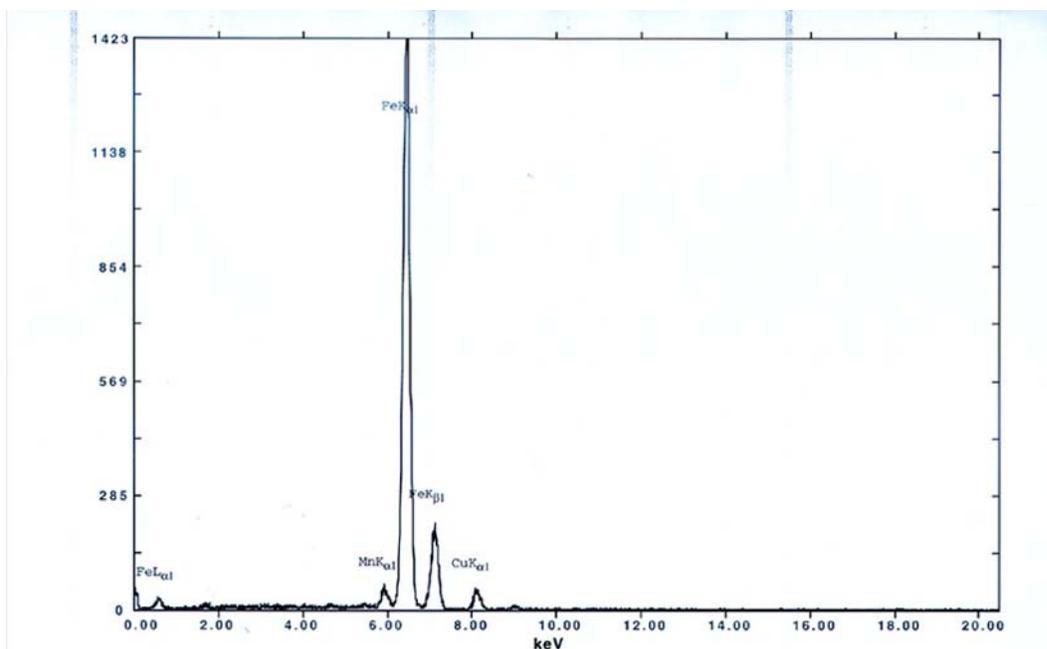


Figura 4.50 - EDS referente ao precipitado apresentado na Figura 4.49. Observação de picos de ferro e manganês.

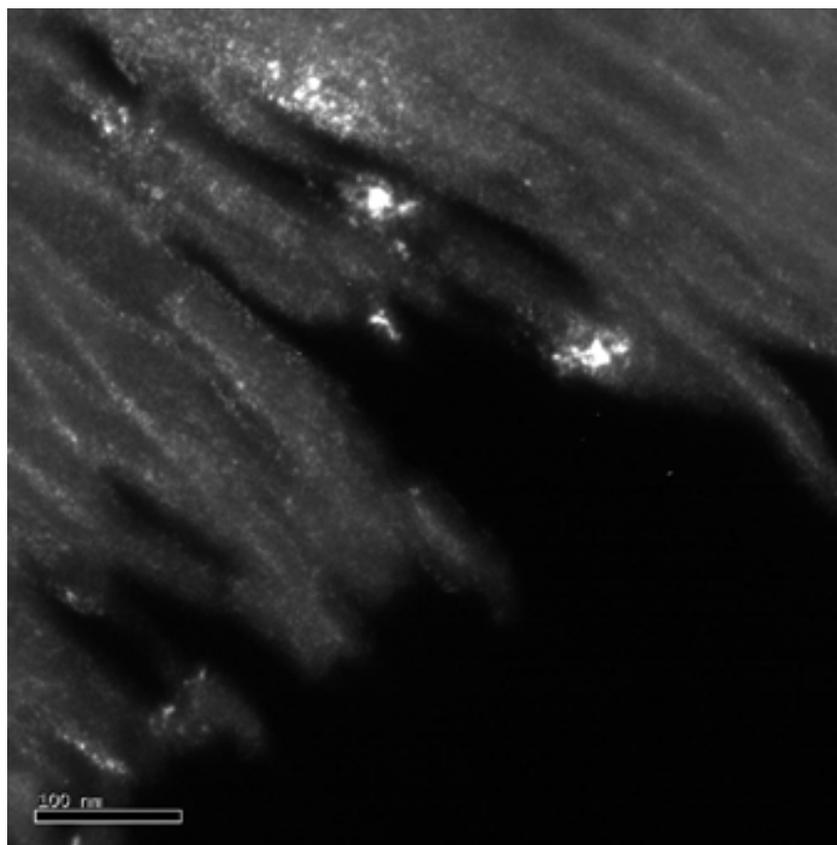


Figura 4.51 - Precipitados presentes na região da ZTA do elo com corrosão. Campo Escuro.

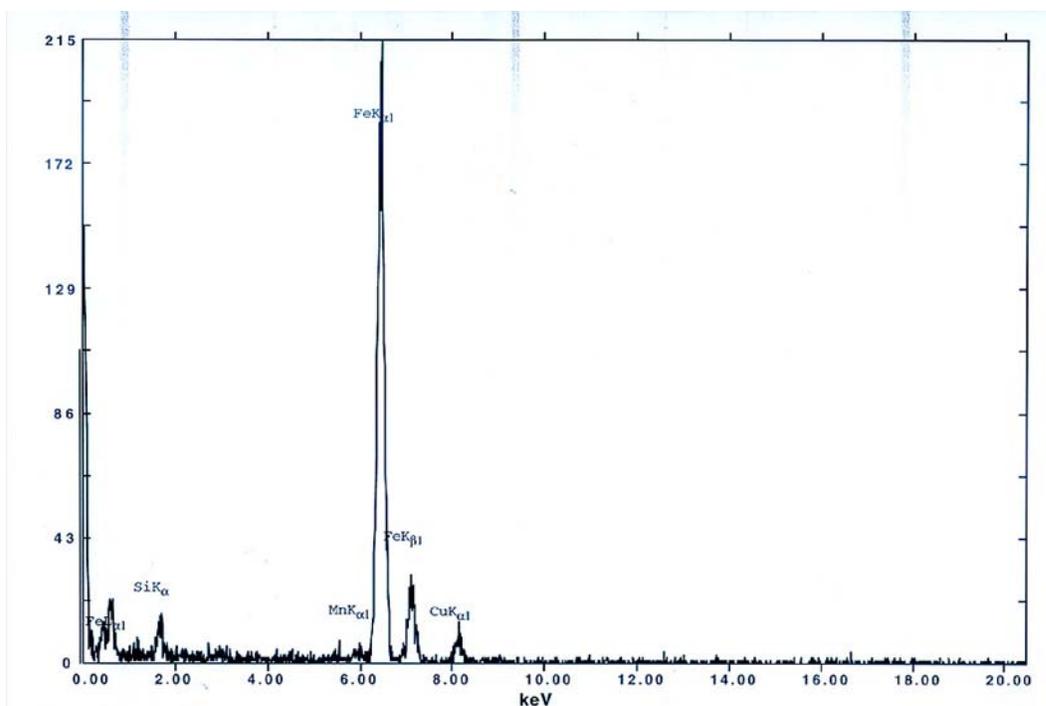


Figura 4.52 - EDS referente ao precipitado apresentado na Figura 4.51. Observação de picos de ferro, manganês e silício.

Observando-se a Figura 4.49, nota-se a presença de precipitados da ordem de 600 nm de comprimento dispersos na matriz. Já na Figura 4.50, os precipitados encontrados são a base de ferro e manganês, o que pode ser visto pela presença dos picos difratados correspondentes a esses elementos. A presença do pico referente ao cobre, é devido a composição do porta amostra, que é de cobre.

Na Figura 4.51, nota-se a presença de precipitados da ordem de 40 nm. A Figura 4.52 apresenta como resultado da análise, picos referentes ao ferro, manganês e silício.

Os precipitados de manganês e de silício encontrados podem ser considerados normais, já que o aço em estudo apresenta ambos os elementos em sua composição química característica.

Uma outra observação válida é que a análise da amostra da ZTA de elos com corrosão no MET não evidenciou a presença dos precipitados apontados no item 4.9 pela difração de raios-X. Como a presença de partículas de segunda fase na ZTA é função do ciclo térmico sofrido por esta região da junta e a área da amostra analisada no MET é reduzida se comparada com aquela da ZTA, a posição da retirada da amostra na ZTA pode não ter sido favorável para revelar a presença de tais precipitados.

4.11 Caracterização Fractográfica

A documentação das superfícies de fratura dos corpos de prova de CTOD, obtidas em microscopia eletrônica de varredura, estão apresentadas a seguir com a finalidade de correlacionar a propagação de trinca durante o ensaio com o tipo de CTOD.

As Figuras 4.53, 4.54, 4.55 e 4.56 apresentam as fractografias para o CTOD classificado pela Tabela 4.5 como do tipo δ_u , no qual a propagação estável que precedeu a propagação instável excedeu 0,2mm. Nestas figuras, as regiões de propagação estável e instável de trinca acham-se caracterizadas pela presença de *dimples* (micromecanismo dúctil de fratura) e facetas de clivagem (micromecanismo frágil de fratura), respectivamente.

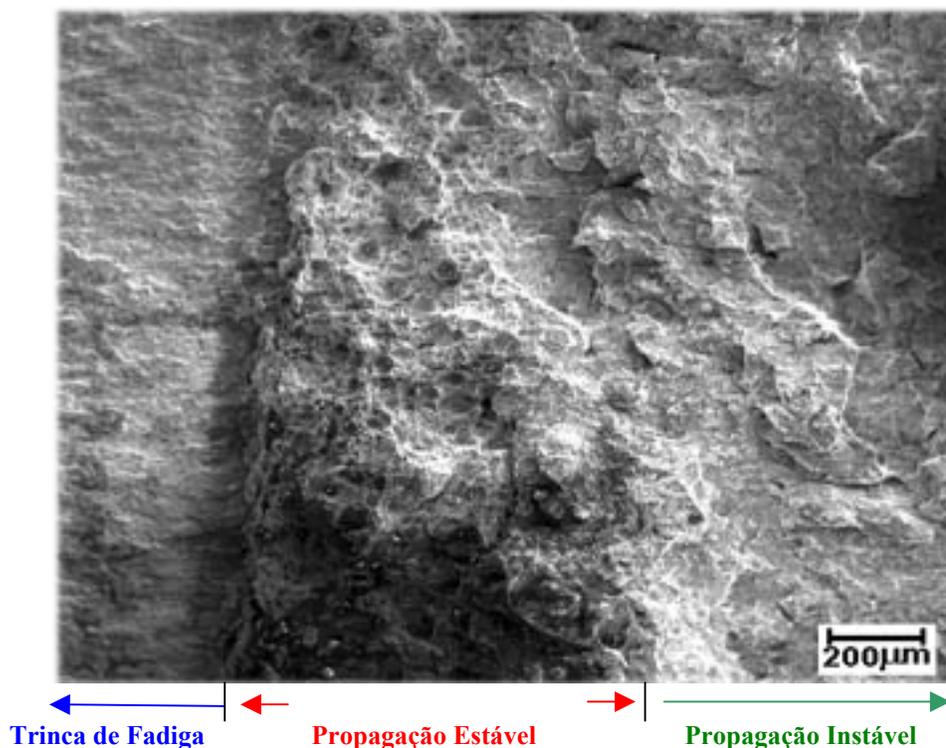


Figura 4.53 – Região de solda na amostra 1S. Propagação estável de trinca seguida de propagação instável. Aumento de 50X.

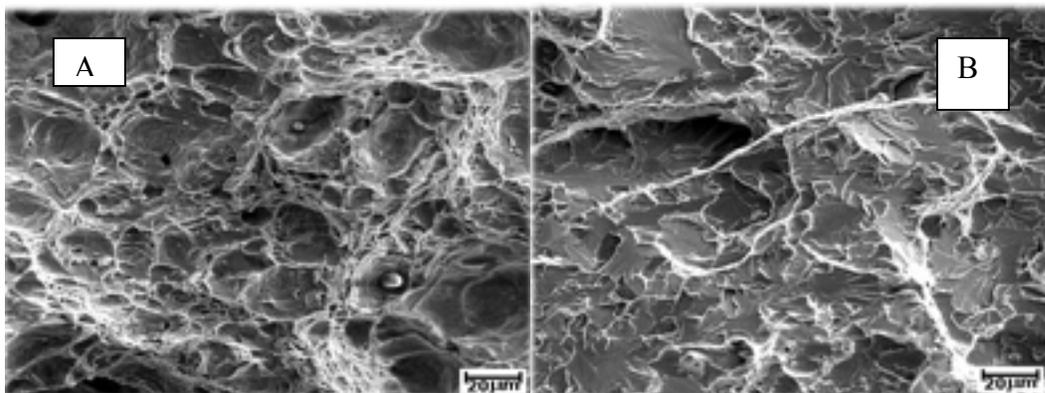


Figura 4.54 - Detalhamento da ZTA da região de solda anterior. A) Região de propagação estável com presença de *dimples*; B) Região de propagação instável apresentando facetas de clivagem. Ambos aumentos de 500X.



Trinca de Fadiga

Propagação Estável

Propagação Instável

Figura 4.55 – Região do metal de base na amostra 1B. Propagação estável de trinca seguida de propagação instável. Aumento de 50X.

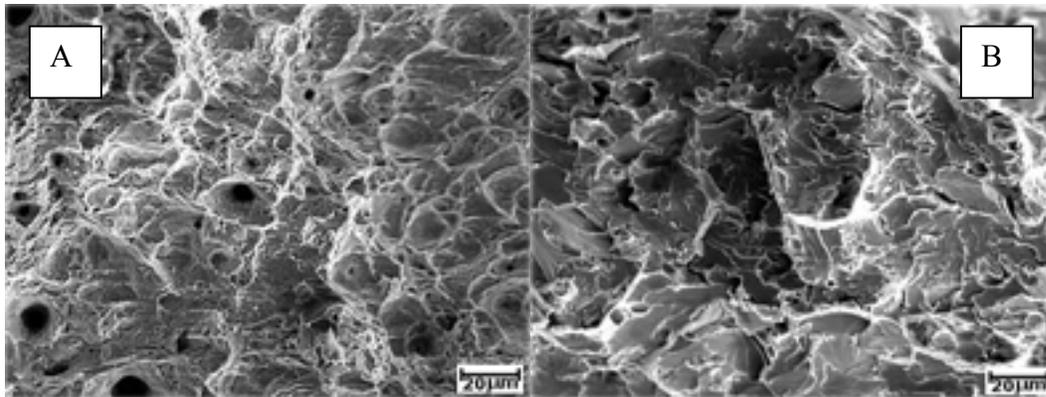


Figura 4.56 - Detalhamento da figura anterior. A) Região de propagação estável caracterizada por *dimples*; B) Região de propagação instável apresentando facetas de clivagem. Ambos aumentos de 500X.

Estão apresentadas nas Figuras 4.57, 4.58, 4.59, 4.60, 4.61, 4.62 4.63 e 4.64 as fractografias para o CTOD classificado pela Tabela 4.5 como δ_c , no qual a propagação estável que precede a propagação instável, se houve, não excedeu 0,2mm.

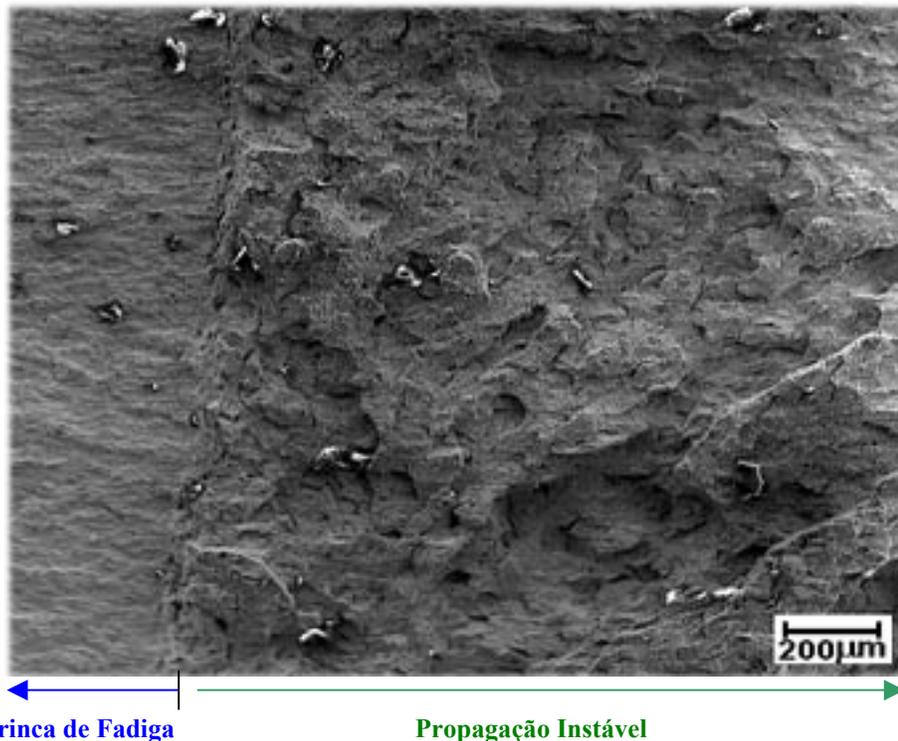


Figura 4.57 – Região do metal de base na amostra 5B. Propagação instável de trinca. Aumento de 50X.

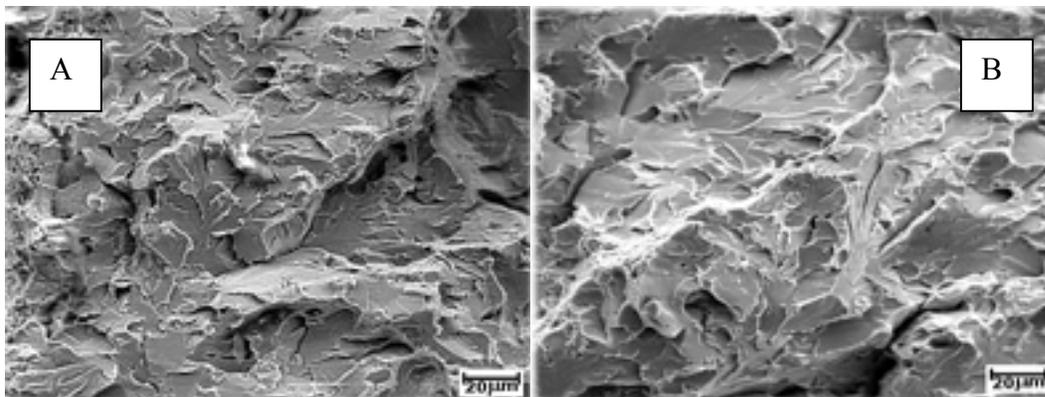


Figura 4.58 - Detalhamento da região de propagação instável na figura anterior. A) Início da propagação junto à trinca de fadiga; B) Região mais distante da ponta da trinca de fadiga. As posições A e B são caracterizadas por facetas de clivagem. Ambos aumentos de 500X.

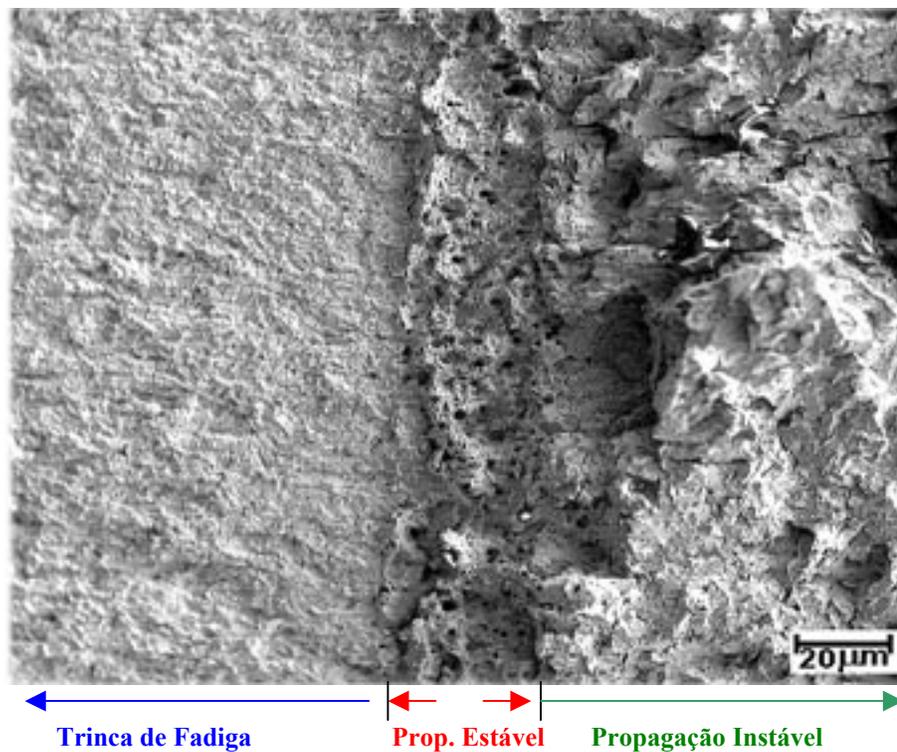


Figura 4.59 – Região do metal de base na amostra 2B. Propagação estável de trinca seguida de propagação instável. Aumento de 50X.

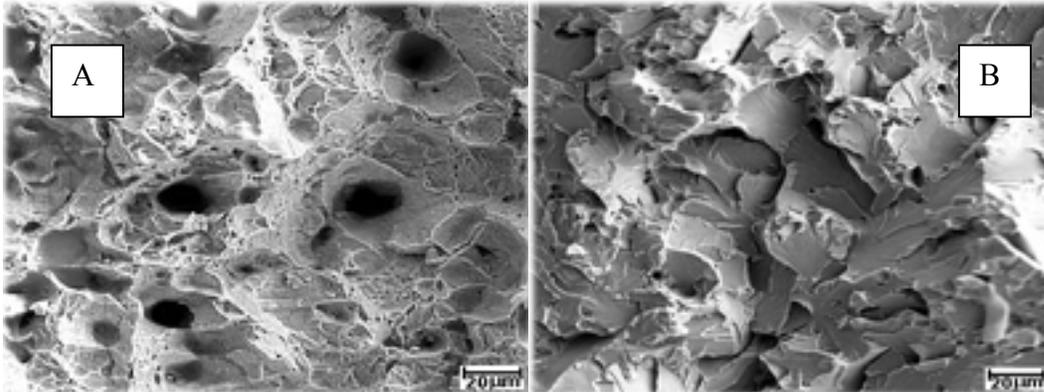


Figura 4.60 – Detalhamento da figura anterior. A) Região de propagação estável caracterizada pela presença de *dimples*; B) Região de propagação instável apresentando facetas de clivagem. Ambos aumentos de 500X.

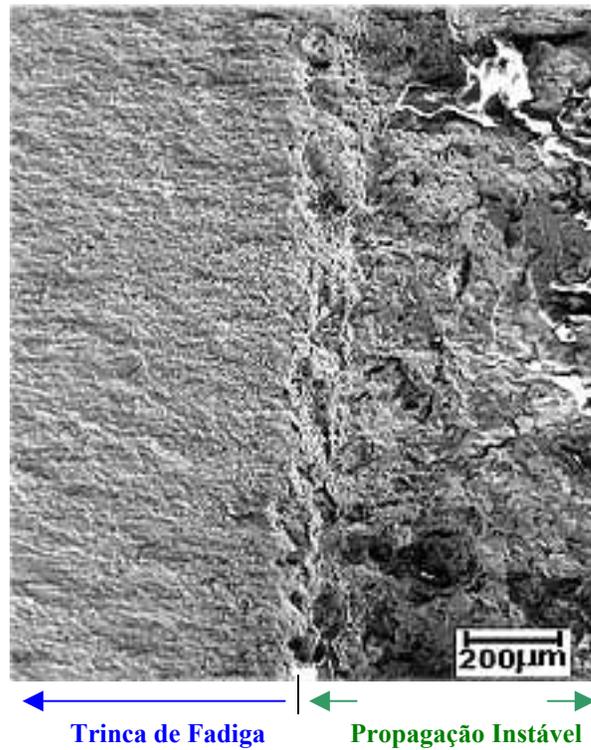


Figura 4.61 – Região de solda na amostra 4S. Propagação instável de trinca. Aumento de 50X.

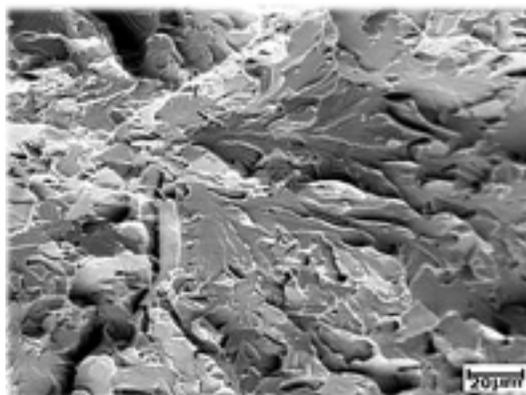


Figura 4.62 - Detalhamento da ZTA da região de solda anterior. Região de propagação instável apresentando facetas de clivagem. Aumento de 500X.

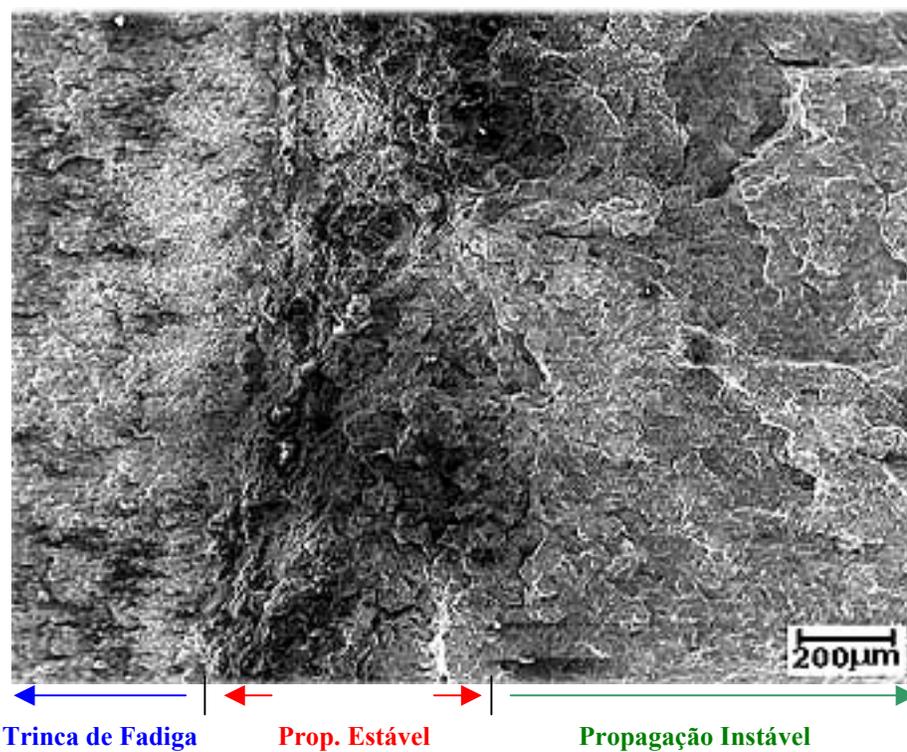


Figura 4.63 – Região de solda na amostra 2S. Propagação estável de trinca seguida de propagação instável. Aumento de 50X.

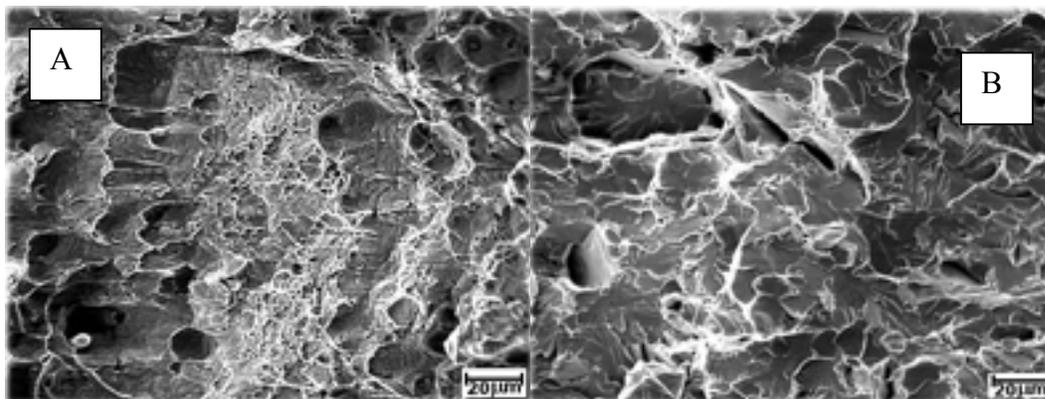


Figura 4.64 - Detalhamento da ZTA da região de solda anterior. A) Região de propagação estável caracterizada pela presença de *dimples*; B) Região de propagação instável apresentando facetas de clivagem. Ambos aumentos de 500X.

Estão apresentadas nas Figuras 4.65, 4.66, 4.67 e 4.68 as fractografias para o CTOD classificado pela Tabela 4.5 como δ_m , isto é, CTOD na carga máxima.

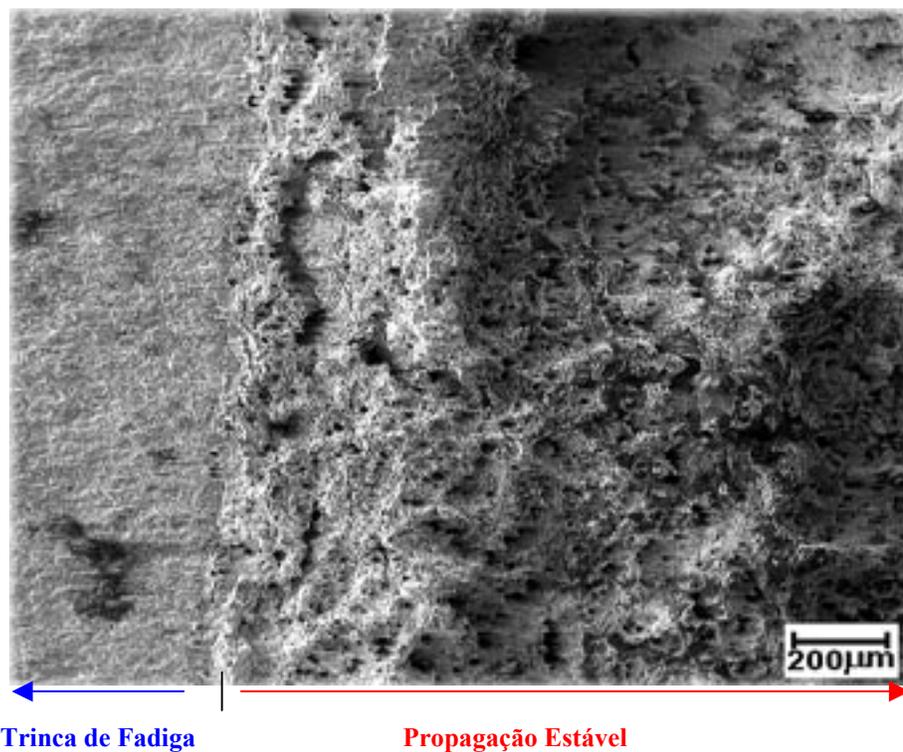


Figura 4.65 – Região do metal de base na amostra 4B. Propagação estável de trinca. Aumento de 50X.

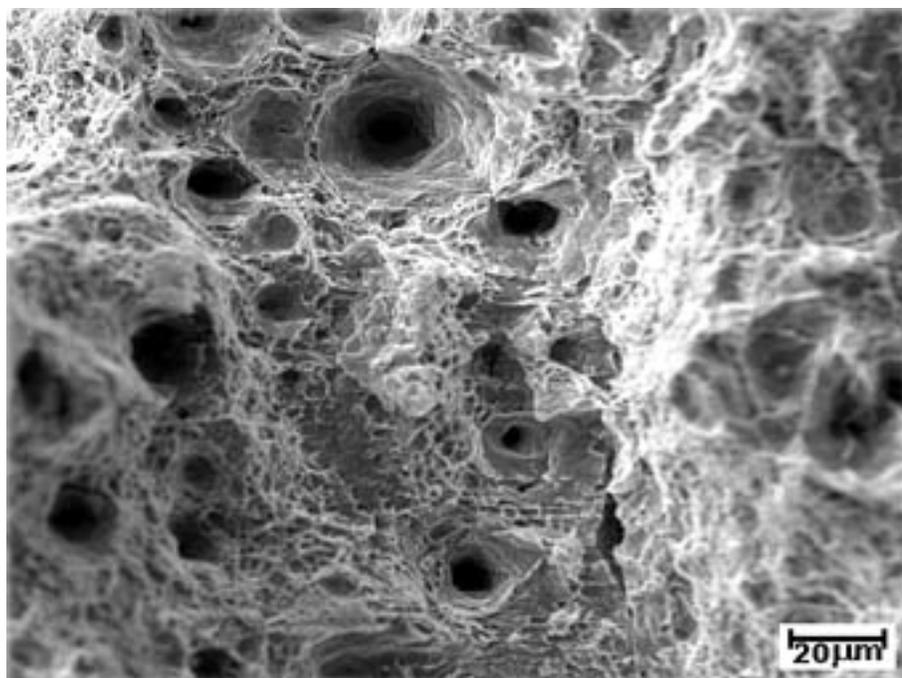


Figura 4.66 - Detalhamento da região de propagação estável caracterizada pela presença de *dimples*. Aumento de 500X.

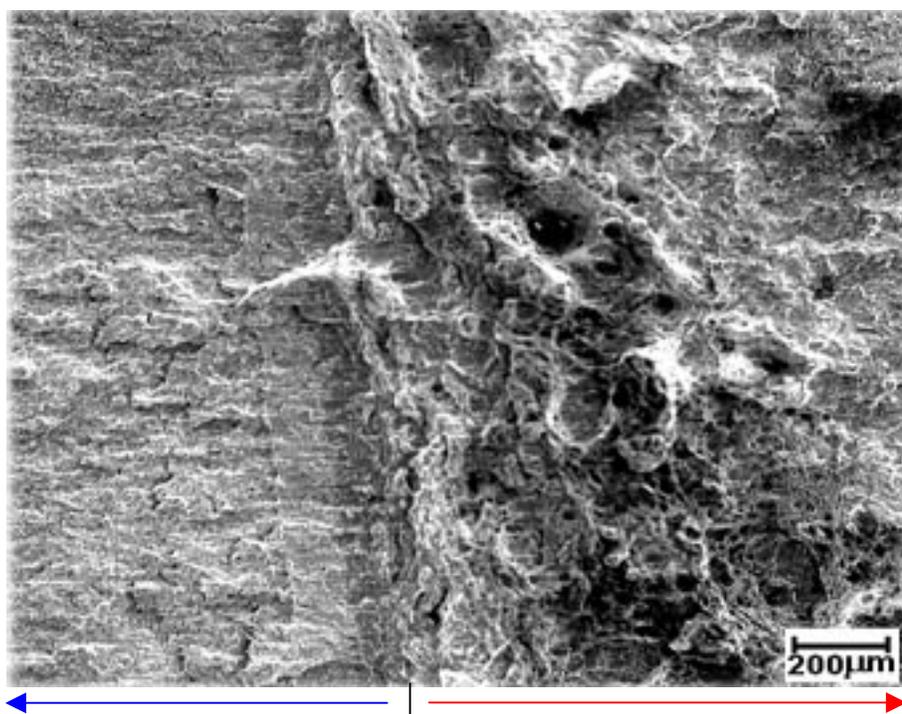


Figura 4.67 - Região da solda na amostra 6S. Propagação estável de trinca. Aumento de 50X.

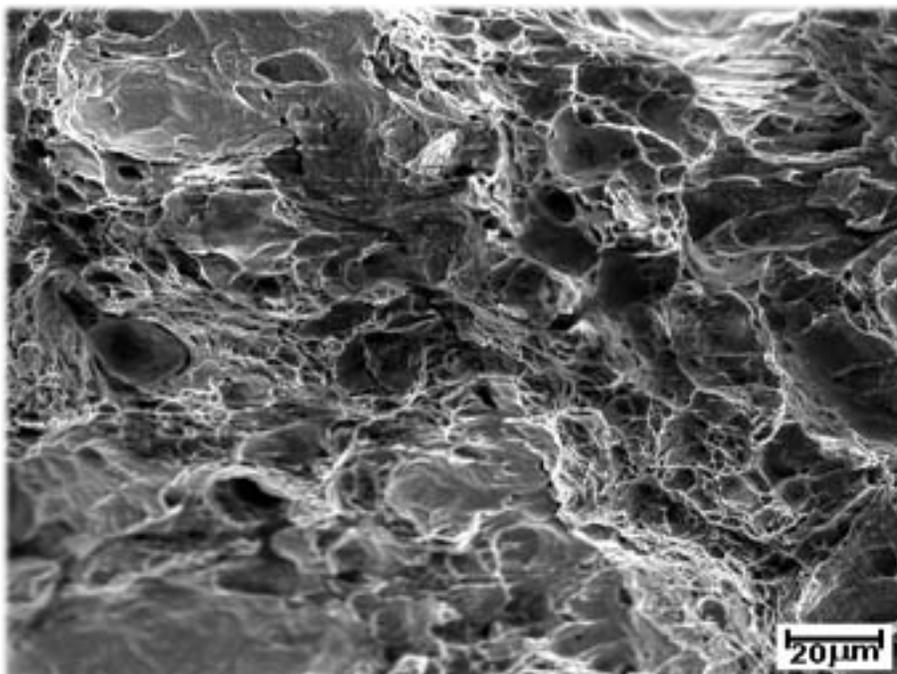


Figura 4.68 - Detalhamento da ZTA da região de solda anterior. Região de propagação estável caracterizada pela presença de *dimples*. Aumento de 500X.