

CAPÍTULO V

RESULTADOS DOS ENSAIOS IMPLANTES

Neste capítulo é apresentado e discutido a influência das variáveis adotadas para o que foi proposto como objetivo principal desta pesquisa. São apresentados os resultados dos ensaios implantes demonstrando a viabilidade e sensibilidade do SEA na detecção do instante de formação e propagação (crescimento) da trinca de hidrogênio. A taxa de aquisição do SEA foi de 2000 pontos/s ao longo de todos os ensaios e só foram analisados os sinais com intensidade acima do nível de ruído do sistema de EA de 0,30 V. Os resultados obtidos são confrontados com as análises de microestrutura, microdureza e MEV (fractografia) dos corpos de prova ensaiados.

5.1 Forças aplicadas nos implantes

As condições para o ensaio Implante foram obtidas com base nos testes preliminares de soldabilidade do material, mostrado no capítulo IV e na Tab.4.2. Na Tabela 5.1 podem ser vistos os resultados dos níveis de carregamento e suas respectivas tensões (calculadas com bases na Eq.3.1). As tensões mostradas na Tab.5.1, foram calculadas tomando por base o valor máximo do limite de escoamento do material de 660 MPa (que equivale a 1592 Kgf e tensão de 67 kg/mm²) e foram calculadas considerando as solicitações como sendo axiais de tração como visto no capítulo IV.

Neste trabalho foram aplicadas cargas aleatórias, por um período de 24 horas, até que se verificasse a fratura ou não do implante. Para avaliação das tensões consideram-se as cargas aplicadas inicialmente visto que depois de decorrido o início do ensaio e retirada da carga do sistema hidráulico e a tração aplicada gradativamente sobre o implante ocorre uma redução nestas cargas, que não pode ser detectado pelos equipamentos disponíveis. Esta redução se deve ao fato de que a máquina de ensaio implante utiliza molas prato, no final da

célula de carga, com o objetivo de compensar a perda de carga e manter a carga sempre constante independentemente de haver dilatação ou não no corpo de prova. Porém, esta função da mola prato não foi efetiva nos ensaios.

Tabela 5.1 – Resultados das tensões aplicadas nos implantes

Ensaio	E (Kj/mm)	Gás	C _i (kgf)	σ _i (Kgf/mm ²)	C _f (kgf)	σ _f (kgf/mm ²)	Situação
Arame Tubular							
I1	1,058	A	1290	54,30	1300	54,72	NR
I2			1385	58,30	1410	59,35	NRCS
I3		B	1467	61,75	1395	58,72	RO
I4			1400	58,93	1409	59,31	NRCS
I5	1,500	B	1325	55,77	1338	56,32	NR
I6			1473	62,00	1425	59,98	RO
I7			1487	62,59	1413	59,48	RO
I16		A	1330	55,98	1340	56,40	NR
Arame Maciço							
I8	1,058	B	1445	60,82	1300	54,72	RO
I9			1450	61,03	1320	55,56	RO
I10		A	1410	59,35	1417	59,64	NR
I14			1401	58,97	1413	59,48	NR
I11	1,500	B	1352	56,91	1360	57,24	NR
I12			1444	60,78	1387	58,38	RO
I13			1453	61,16	1372	57,75	RO
I15		A	1340	56,40	1360	57,24	NR

Simbologia: **E** = Energia gerada no arco de soldagem (Eq.4.1); **Gás A** = Ar + 25%CO₂; **Gás B** = Ar + 15%CO₂ + 3%H₂; **NR** = Corpo de prova que não rompeu; **RO** = Corpo de prova que rompeu; **NRCS** = Corpo de prova que não rompeu mais apresentou sinal no SEA. **C_i** – Carga inicial monitorada pela célula de carga no implante (kgf); **C_f** – Carga final monitorada pela célula de carga no implante (kgf); **σ_i** – Tensão inicial calculada no implante no início do ensaio (kgf/mm²); **σ_f** – Tensão final calculada no implante no final do ensaio (kgf/mm²)

Da Tabela 5.1 pode ser visto que romperam somente os implantes com cargas igual ou superior a 1444 kgf (tensão superior a 60 kgf/mm²). Isto se deve possivelmente a influência do hidrogênio na microestrutura o que contribuiu para a formação da trinca juntamente com a ação da tensão presente. Observa-se ainda que, nos implantes que não romperam as cargas aplicadas foram inferiores às cargas aplicadas nos implantes que romperam, mesmo para os implantes que mostraram sinal no SEA e isto se deve ao fato de que a função da mola prato, na estrutura da máquina, que é de compensar possível dilatação mantendo a carga aplicada aproximadamente constante, não surtiu efeito, consequentemente o teste não se tornou ideal porque a carga diminuiu, concordando com as análises feitas nos testes preliminares (ver capítulo IV).

Na soldagem com arame tubular constata-se a ruptura dos implantes I3, I6 e I7 com uma carga superior a 1460 kgf ($61,45 \text{ kgf/mm}^2$). Este fato pode estar associado à condição de soldagem que, para estes implantes, teve hidrogênio na composição do gás de proteção. Portanto, pode-se afirmar que a concentração de hidrogênio e o nível da intensidade da tensão aplicada associados a microestrutura resultante foram preponderantes concordando mais uma vez com as análises vistas nos testes preliminares.

Na soldagem com arame maciço (MIG/MAG) os implantes I8, I9, I12 e I13 romperam com carga superior a 1444 kgf ($60,78 \text{ kgf/mm}^2$). Assim como no caso anterior, na soldagem destes implantes houve hidrogênio na composição do gás de proteção. Desta forma, os implantes soldados com hidrogênio na composição do gás de proteção (concentração de hidrogênio) romperam pela ação conjunta do carregamento externo aplicado, da microestrutura e do hidrogênio no gás de proteção. Considerando a análise feita referente à microestrutura da ZTA pode-se concluir que esta, associada a concentração de hidrogênio residual e o nível de tensão presente favoreceram a ocorrência da trinca de hidrogênio no aço.

Também, pela análise dos resultados preliminares vistos nas Tabs. 4.3 e 4.4 e dos resultados mostrados na Tab.5.1, para as cargas aplicadas, de forma global (considerando os resultados dos testes preliminares e finais), verifica-se que na soldagem com arame maciço (MIG/MAG) e tubular (FCAW-GS) com gás de proteção sem a presença de hidrogênio, nenhum corpo de prova rompeu com carga de até 1410 kgf, isso mostra que o material não é suscetível com o teste Implante até este valor de carga e para as condições de soldagem impostas neste trabalho.

Na presença de hidrogênio no gás de proteção e na soldagem com arame maciço nenhum corpo de prova rompeu com carga até 1116 kgf e na soldagem com arame tubular este valor chega a 1440 kgf. Portanto, estes valores se constituem como os valores crítico das cargas no qual os corpos de prova podem romper na presença de hidrogênio quando soldados nas condições previstas neste trabalho.

5.2 Resultados apresentados pelo SEA

Na Tabela 5.2 podem ser vistos os resultados dos ensaios com diferentes energias de soldagem e cargas aplicadas, onde as variáveis relacionadas ao teste implante são C_i , C_f e T_f e as variáveis resultantes dos dados adquiridos pelo SEA são t_{pi} , t_{pf} , v_p , n_p .

Onde:

C_i – Carga inicial aplicada pela célula de carga no implante (kgf);

C_f – Carga final aplicada pela célula de carga no implante (kgf);

T_f – Temperatura final no instante da ruptura ou não do corpo de prova (°C);

t_{pi} – Tempo da primeira excitação (pico) registrada pelo SEA (ms);

t_{pf} – Tempo final registrado pelo SEA na ruptura ou não do corpo de prova (ms);

v_p – Valor da maior excitação (amplitude máxima) registrada pelo SEA (V);

n_p – Número de excitações (picos) armazenados acima do limite de corte durante todo o ensaio.

Tabela 5.2 – Resultados apresentados pelo SEA nos implante

Ensaio	E (kJ/mm)	Gás	C _i (kgf)	C _f (kgf)	T _f (°C)	t _{pi} (ms)	t _{pf} (ms)	v _p (V)	n _p	Situação
Arame Tubular										
I1	1,058	A	1290	1300	Amb	-	-	-	-	NR
I2			1385	1410	Amb	6415664,5	172,8x10 ⁶	4,76	1	NRCS
I3		B	1467	1395	40	853542,5	853656	9,98	5	RO
I4			1400	1409	Amb	11408443	172,8x10 ⁶	4,95	3	NRCS
I5	1,500	B	1325	1338	Amb	-	-	-	-	NR
I6			1473	1425	Amb	1995000,5	1995092	9,61	4	RO
I7			1487	1413	70	349027,5	349196,5	9,98	3	RO
I16		A	1330	1340	Amb	-	-	-	-	NR
Arame Maciço										
I8	1,058	B	1445	1300	48	782868	782895	9,76	1	RO
I9			1450	1320	35	1067511	1067523	9,98	3	RO
I10		A	1410	1417	Amb	-	-	-	-	NR
I14			1401	1413	Amb	-	-	-	-	NR
I11	1,500	B	1352	1360	Amb	-	-	-	-	NR
I12			1444	1387	54	671427,5	671488,5	9,98	3	RO
I13			1453	1372	Amb	1442123	1442339	9,98	5	RO
I15		A	1340	1360	Amb	-	-	-	-	NR

Simbologia: **E** = Energia gerada no arco de soldagem (Eq.4.1); **Gás A** = Ar + 25%CO₂; **Gás B** = Ar + 15%CO₂ + 3%H₂; **Amb** = Temperatura Ambiente; **NR** = Corpo de prova que não rompeu; **RO** = Corpo de prova que rompeu; **NRCS** = Corpo de prova que não rompeu mais apresentou sinal no SEA

5.2.1 Resultados dos corpos de prova não fraturados e sem sinal no SEA

Da análise dos resultados apresentados na Tab.5.2 nota-se que os corpos de prova I1, I5, I10, I11, I14, I15 e I16 não romperam e não apresentaram nenhum sinal no SEA. Entretanto, mesmo nestas condições, estes corpos de prova foram analisados metalograficamente e não foi detectada nenhuma trinca. Exceto para o I10 descrito abaixo. Este fato pode estar relacionado ao baixo nível de tensão aplicado, não o suficiente para romper o corpo de prova, e ao hidrogênio residual nas condições que foram soldados.

Na Figura 5.1 pode ser visto o implante I10 que não rompeu e não apresentou sinal no SEA, entretanto, após a microscopia óptica pode-se ver a existência de uma trinca no entalhe da RGGZTA. De acordo com a Tab. 5.1 este implante foi submetido a um carregamento inicial de 1410 Kgf e o gás utilizado não continha hidrogênio.

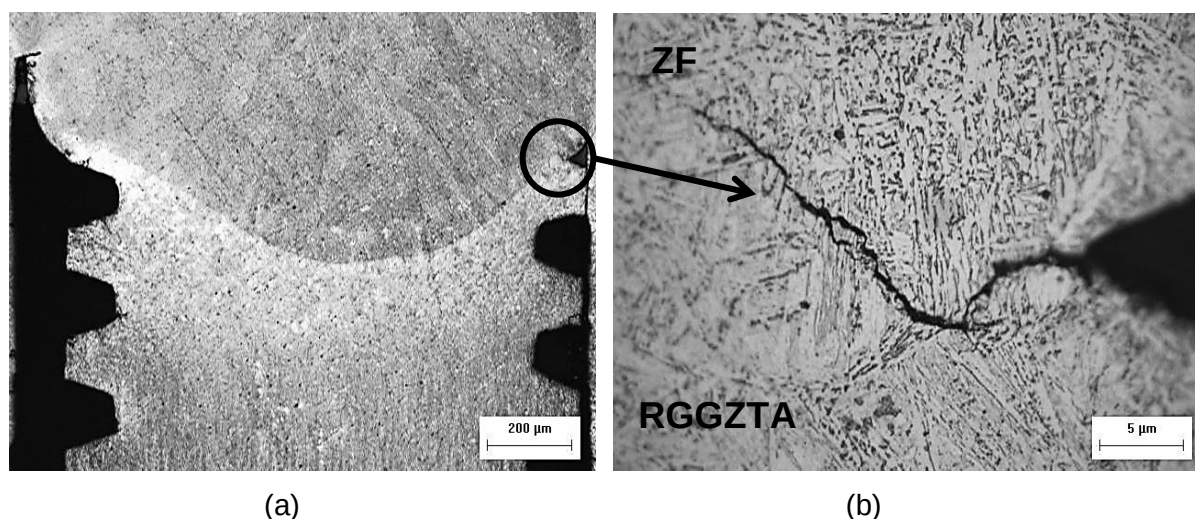


Figura 5.1 – Detalhe do implante I10. (a) Macrografia mostrando que o implante não rompeu (37,5X); (b) Mostra a trinca de hidrogênio no entalhe na RGGZTA (500X)

Pelo comportamento mostrado na Fig.5.1 a trinca se encontra na RGGZTA originada na região do entalhe e consequentemente trata-se de uma trinca de hidrogênio e não outro tipo de trinca, pois na ZTA, para este aço, não tem trinca por perda de ductilidade ou por decoesão lamelar. A trinca ocorreu justamente na junção ZF/entalhe (veja na figura que na parte superior do entalhe ocorreu a fusão/ZF). Possivelmente esta trinca ocorreu durante a aplicação da carga, pois demora um tempo entre aplicar a carga, colocar o sensor e iniciar a aquisição. A trinca não propagou por ter provavelmente pouco H_2 na poça de fusão (gás sem H_2). Isto demonstra a necessidade do desenvolvimento de um sistema onde a aquisição dos sinais possa ser feita junto com a aplicação da carga, ficando esta melhoria para trabalhos futuros.

Este fato mostra que o resultado do teste de implante, sem um sistema de EA devidamente ajustado, leva a análise errada tal como aceitar resultado de ensaio com trincas como sendo de um ensaio adequado. Este é o motivo de se utilizar o EA, além de estudar o instante de formação e propagação da trinca, mostra que a instrumentação do teste de implante pode levar a resultados mais adequados e evitar erros de ensaio em que o corpo de prova não rompe.

5.2.2 Resultados dos corpos de prova não fraturados e com sinal no SEA

O corpo de prova I2 (gás de proteção sem a presença de hidrogênio) foi soldado nas condições mostradas na Tab.4.2 e a 150 °C o ensaio foi iniciado. Depois de transcorridos 107 min o SEA registrou um pico e o corpo de prova não rompeu. Neste instante o corpo de prova se encontrava a temperatura ambiente (30 °C). De acordo com o sinal capturado pelo SEA a amplitude máxima registrada para esse pico foi de 4,76 V. Analisando a evolução do sinal, o mesmo teve uma duração de 26 ms e o instante inicial se deu em 6415664,5 ms (106,92 min) e o final em 6415690,5 ms como identificados na tela do programa e mostrados na Fig. 5.2. Este pico mostra um comportamento de início de uma trinca no corpo de prova.

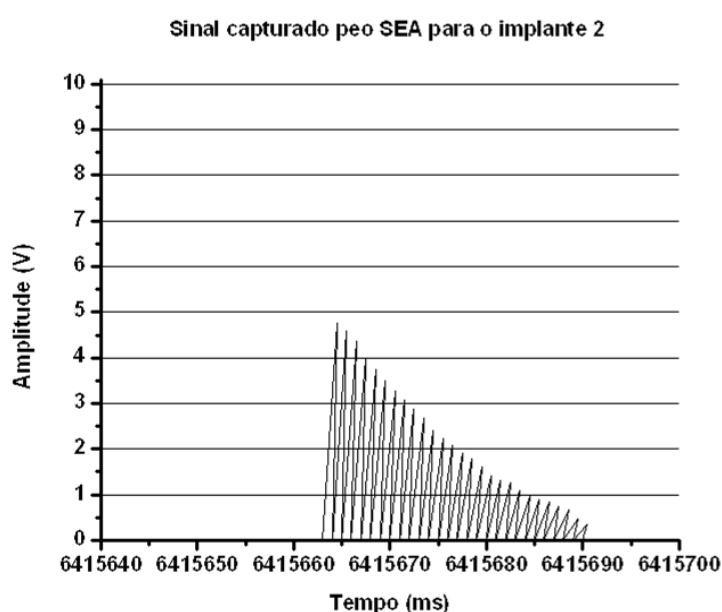


Figura 5.2 – Sinal capturado pelo SEA para o I2. Arame tubular, 1,058 kJ/mm e sem hidrogênio

A Figura 5.3(a) apresenta a microscopia óptica (MO) do implante I2 e a Fig.5.3(b) mostra a presença da trinca na região de grão grosseiro da ZTA (RGGZTA). A trinca se formou na zona fragilizada da ZTA devido ao crescimento do grão, transformações microestruturais e ao efeito das tensões triaxiais induzidas pelo entalhe do implante inserido nessa região. A trinca se apresenta de forma escalonada e transversal à ZTA crescendo na direção da zona fundida (ZF). O surgimento da trinca de hidrogênio se deve basicamente à alta dureza nessa região devido às presenças de martensita e bainita na microestrutura. Também neste caso se observa que os resultados necessitavam da utilização de um sistema de EA no teste Implante visto que o corpo de prova não rompeu, mas apresentou trinca.

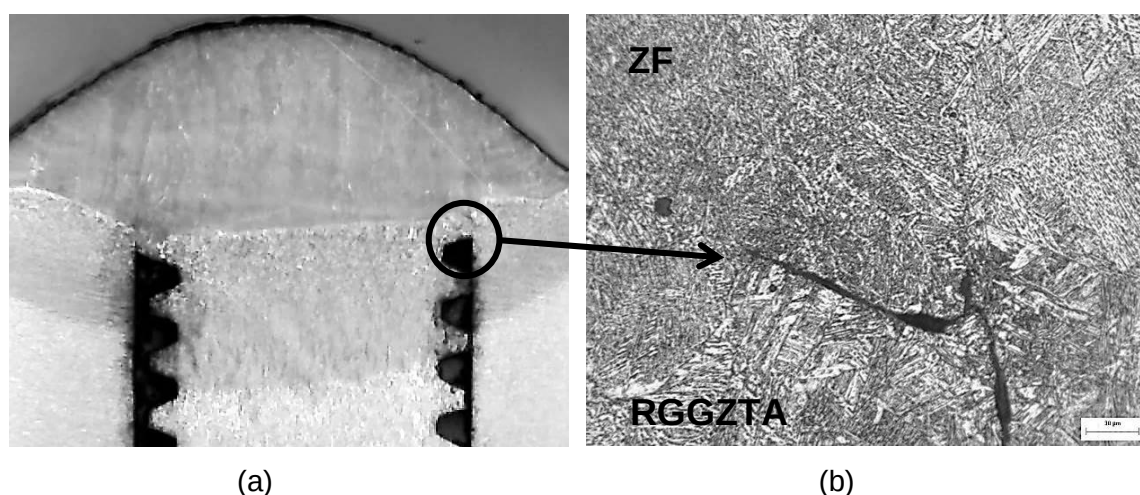


Figura 5.3 – Detalhe do implante I2. (a) macrografia mostrando que o implante não rompeu (37,5X); (b) detalhe da trinca de hidrogênio na RGGZTA (300X)

As condições de soldagem do implante I4 (gás de proteção com a presença de hidrogênio) são mostradas na Tab.4.2. Depois de transcorridos 3 horas (180 min) o SEA registrou o primeiro pico e o corpo de prova não rompeu. Neste instante o corpo de prova já se encontrava à temperatura ambiente. Para esse ensaio foram registrados 3 picos. De acordo com os sinais capturados pelo SEA, Fig.5.4, a amplitude máxima registrada se deu no pico (1) e foi de 4,95V e teve duração de 27 ms.

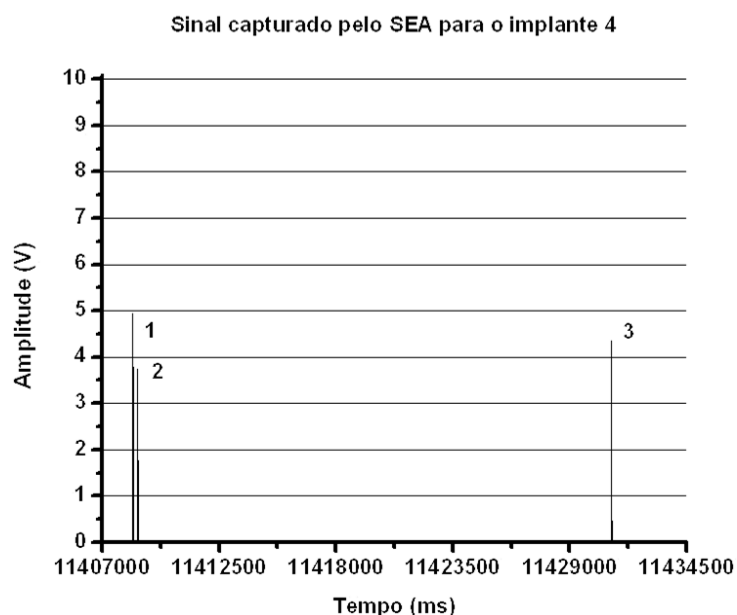


Figura 5.4 – Sinal capturado pelo SEA para o I4. Arame tubular com proteção gasosa de $\text{Ar}+15\%\text{CO}_2+3\%\text{H}_2$ e energia de soldagem de 1,058 kJ/mm.

Analisando a evolução dos demais sinais capturados pelo SEA durante o período de 11408442,5 ms a 11430984,5 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 5.4, é possível se verificar que o primeiro pico indica se tratar do início de formação da trinca de hidrogênio. O segundo pico (2), ocorrido aos 11408668 ms (3,74V) com duração de 19 ms indicando a propagação da trinca, o terceiro pico (3), aos 11430962,5 (4,34V) com duração de 22 ms também indica a propagação da trinca. Tendo o I4 sido soldado com hidrogênio na composição do gás de proteção e mais a ação da carga aplicada estes podem ter contribuído para que ocorresse a trinca e sua propagação, porém, com a difusão do hidrogênio, a propagação da trinca não se deu de forma a levar o corpo de prova a ruptura.

A Figura 5.5(a) apresenta a microscopia óptica (MO) do implante I4 e a Fig.5.5(b) mostra a presença de uma trinca na região de grão grosseiro da ZTA (RGGZTA), confirmando desta forma que o sinal obtido pelo SEA correspondeu a uma trinca de hidrogênio.

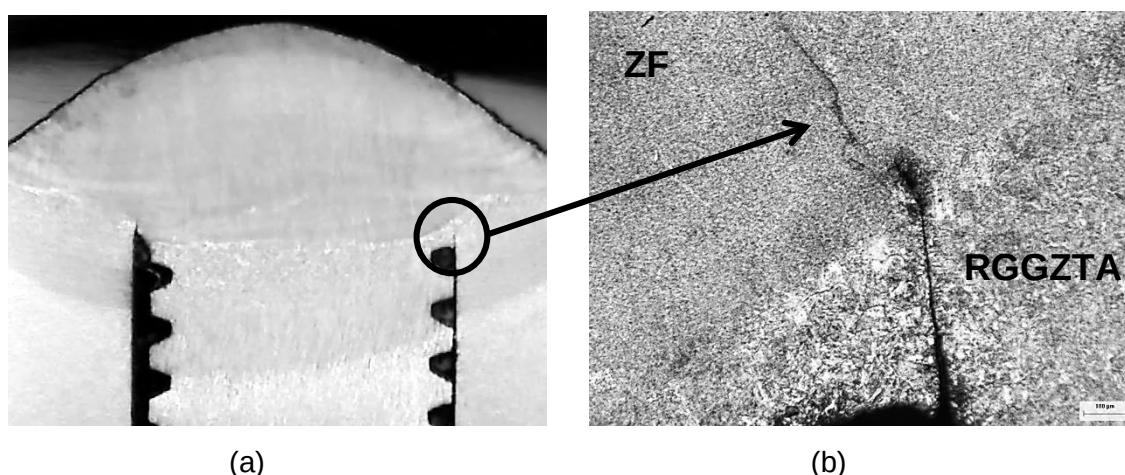


Figura 5.5 – Detalhe do implante I4. (a) macrografia mostrando que o implante não rompeu (37,5 X); (b) detalhe da trinca de hidrogênio na RGGZTA (300X).

Observa-se na Fig.5.5(b) que a trinca se formou na zona fragilizada da ZTA devido ao crescimento do grão, transformações microestruturais e ao efeito das tensões triaxiais induzidas pelo entalhe do implante inserido nessa região. A trinca se apresenta de forma transversal à ZTA demonstrando um crescimento na direção da ZF.

O surgimento da trinca de hidrogênio se deve aos fatos descritos anteriormente para o implante I2 e mais uma vez se observa que os resultados necessitaram da utilização de um sistema de EA visto que, se não tivesse o sistema de EA não se poderia garantir que a trinca tivesse acontecido sem o corte e lixamento do corpo de prova.

5.2.3 Resultados dos corpos de prova fraturados e com sinal no SEA

Para o implante I3 (gás de proteção com a presença de hidrogênio) depois de transcorridos 14,2 minutos do início do ensaio o corpo de prova rompeu a 40°C. Para esse ensaio foram registrados 5 picos. Analisando a evolução dos sinais durante o período de 853542,5 a 853692 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 5.6, é possível se verificar que o primeiro pico ocorreu em 853542,5 ms (14,2 min) do início do ensaio, atingiu uma amplitude de 4,03 V e duração de 21,5 ms indicando se tratar do início de formação da trinca de hidrogênio. O segundo pico (2) se iniciou aos 853570 ms (1,89V), duração de 12 ms e o terceiro pico (3) aos 853584,5 (0,68V), duração de 6 ms mostram um comportamento de propagação da trinca.

O quarto pico (4) ocorreu aos 853600 ms (0,49V), duração de 4 ms podendo ser interpretado como a propagação final da trinca. O pico (5), 9,98V, ocorrido aos 853642,5 ms, com duração de 49,5 ms, é o instante final de ruptura do CP, tendo como consequência o impacto do CP com a estrutura do equipamento, gerando um sinal de alta intensidade (ruptura do CP). Este comportamento se verificou em todos os corpos de prova que fraturaram.

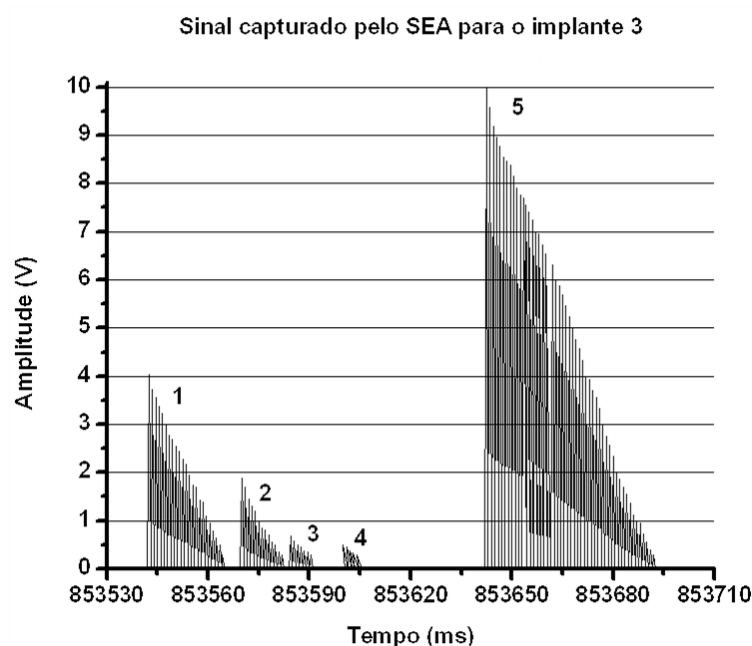


Figura 5.6 – Sinal capturado pelo SEA para o I3 soldados com arame tubular e gás de proteção Ar + 25% CO₂ + 3%H₂. Energia de soldagem 1,058 kJ/mm

No implante I6 (gás de proteção com a presença de hidrogênio), depois de transcorridos 33,25 min o corpo de prova rompeu a temperatura ambiente. Para esse ensaio foram registrados 4 picos com características semelhantes ao ocorrido com o implante I3. Na evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 1995000 a 1995100 ms do

início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 5.7, é possível se verificar os picos, sendo que o primeiro pico ocorreu em 1995000,5 ms, atingiu uma amplitude de 1,64 V e teve duração de 12,5 ms indicando se tratar do início de formação da trinca de hidrogênio. O segundo pico (2) ocorrido aos 1995050,5 ms (0,69V), duração de 9 ms indicando a propagação da trinca, o terceiro pico (3) aos 1995066,5 (0,69V) com duração de 10 ms; como descrito anteriormente, pode ser entendido como a propagação final da trinca de hidrogênio.

O comportamento do quarto pico (4), 9,98 V, ocorrido aos 1995079 ms e duração de 42 ms é o instante final de ruptura do CP, tendo como consequência o impacto do CP com a estrutura do equipamento, gerando um sinal de alta intensidade como já descrito para o I3 fraturado.

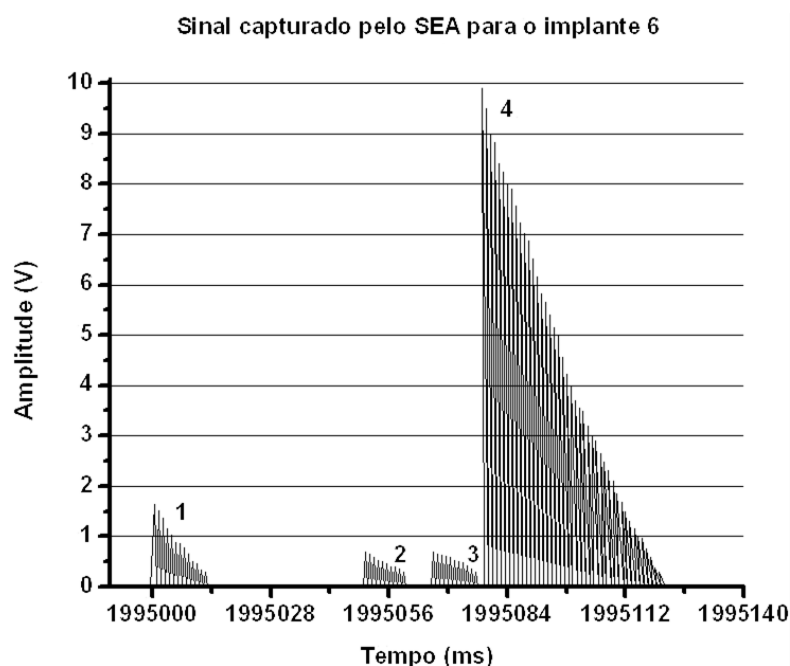


Figura 5.7 – Sinal capturado pelo SEA para o I6 soldados com arame tubular e gás de proteção Ar + 25% CO₂ + 3%H₂. Energia de soldagem 1,500 kJ/mm

O implante I7(gás de proteção com a presença de hidrogênio) rompeu depois de transcorridos 5,8 min a 70°C. Para esse ensaio foram registrados 3 picos. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 349027,5 ms a 349196,5 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 5.8, é possível se verificar que o primeiro pico ocorreu em 349027,5 ms, atingiu uma amplitude de 3,6 V e teve duração de 21 ms indicando se tratar do início de formação da trinca de hidrogênio. O segundo pico (2) ocorrido aos 349055,5 ms (4,97V) com duração de 25 ms indicando a propagação da

trinca. O comportamento do terceiro pico (3), 9,98 V, ocorrido em 349196,5 ms, duração de 55 ms pode ser explicado como descrito anteriormente.

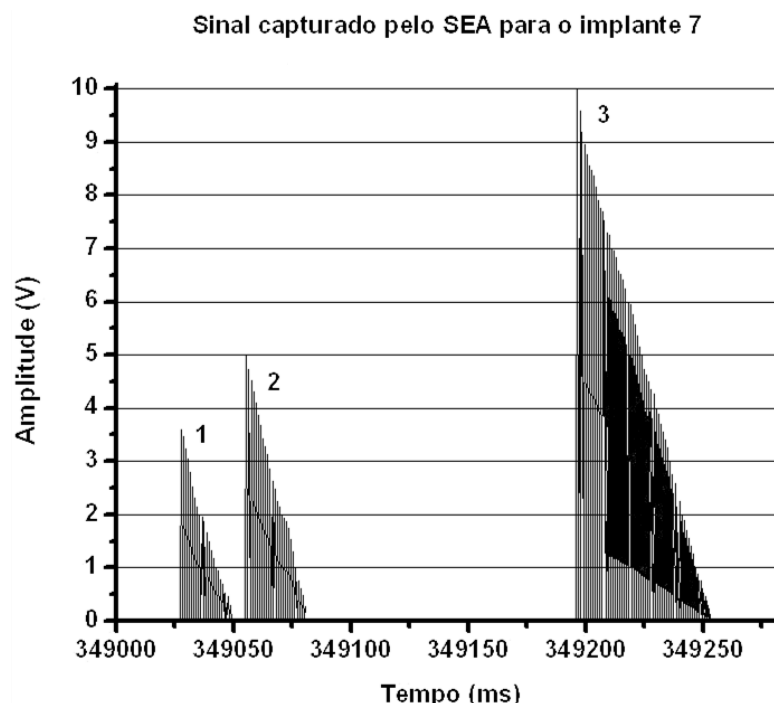


Figura 5.8 – Sinal capturado pelo SEA para o I7 soldados com arame tubular e gás de proteção Ar + 25% CO₂ + 3%H₂. Energia de soldagem 1,5 kJ/mm

Como observado nos sinais capturados pelo SEA para os implantes soldados com arame tubular que romperam, o seu comportamento se apresenta de forma semelhante, ou seja, inicialmente surgem sinais de baixa amplitude seguidos pelos demais até se atingir uma amplitude muito alta caracterizando o instante de ruptura do implante se confundindo com o sinal provocado pelo impacto do CP com a estrutura do equipamento. Portanto, o último sinal capturado pelo SEA se traduz como sendo o instante de ruptura do implante e consequentemente demonstra a viabilidade do uso do SEA na detecção do instante de formação e propagação da trinca de hidrogênio.

O corpo de prova I8 foi soldado com proteção gasosa de Ar + 15%CO₂ + 3%H₂, energia de soldagem de 1,058 kJ/mm. Depois de transcorridos 13 min o SEA registrou um pico e o corpo de prova rompeu. Nesse instante o corpo de prova se encontrava a uma temperatura de 48°C. De acordo com o sinal capturado pelo SEA, Fig.5.9, a amplitude máxima registrada para esse pico foi de 9,98 V. Analisando a evolução desse sinal, o mesmo teve uma duração de 62 ms e o instante inicial se deu em 782868 ms (9,76V), cresce até 9,98V e decresce até o final em 782930 ms (0,3V) indicando se tratar do início de formação, propagação e ruptura da trinca de hidrogênio. Esse comportamento é consequência do impacto do CP com a

estrutura do equipamento, gerando um sinal de alta intensidade (ruptura do CP). Este comportamento é o mesmo observado nos implantes soldados com arame tubular.

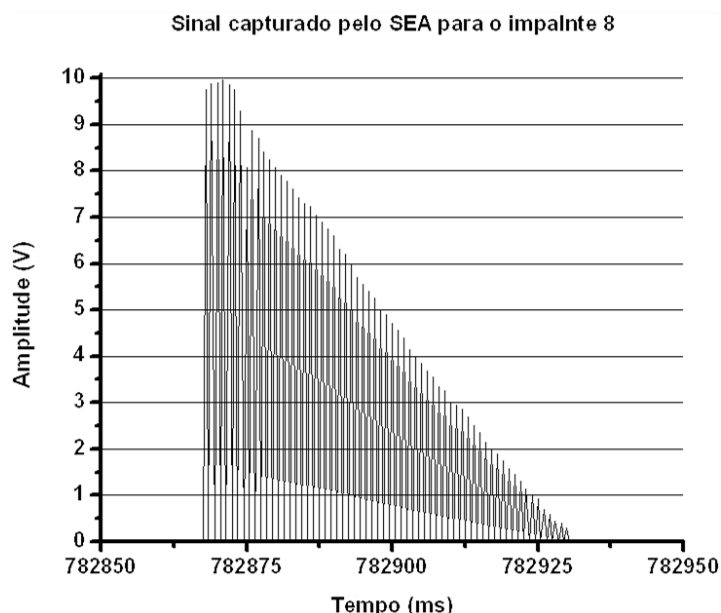


Figura 5.9 – Sinal capturado pelo SEA para o I8 soldados com arame maciço e gás de proteção Ar + 25% CO₂ + 3%H₂. Energia de soldagem 1,058 kJ/mm

O implante I9 (gás de proteção com a presença de hidrogênio) foi soldado com energia de soldagem de 1,058 kJ/mm. Depois de transcorridos 17,8 min o corpo de prova rompeu a 35°C. Para esse ensaio foram registrados 3 picos com intensidade acima de 0,30 V. De acordo com os sinais capturados, somente após o corpo de prova ter rompido o SEA detectou a amplitude de 9,98 V. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA, Fig.5.10, durante o período de 1067511 ms (2,03V) a 1067543 ms (9,98V) do início do ensaio, o primeiro pico ocorreu em 1067511 ms, amplitude de 2,03 V e durou 13,5 ms indicando se tratar do início de formação da trinca de hidrogênio. O segundo pico (2) ocorreu aos 1067525,5 ms (1,94V) com duração de 17 ms indicando a propagação da trinca. O comportamento do terceiro pico (3), 9,98V, de duração 56 ms é o instante final de ruptura do CP, tendo como consequência o impacto do CP com a estrutura do equipamento.

O implante I12 (gás de proteção com a presença de hidrogênio) foi soldado com energia de soldagem de 1,500 kJ/mm. Depois de transcorridos 11,19 min o implante rompeu a 54°C. Para esse ensaio foram registrados 3 picos. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA, Fig.5.11, durante o período de 671427,5 a 671488,5 ms do início do ensaio é possível se verificar que o primeiro pico ocorreu em 671427,5 ms, atingiu uma amplitude de 1,98 V e teve uma duração de 12 ms indicando se tratar do início de formação da trinca de hidrogênio. O segundo pico (2) ocorreu aos 671443,5 ms (2,69V) com duração de 17 ms indicando a

propagação final. O comportamento do terceiro pico (3), 9,98V, de duração 56,5 ms é o mesmo como já descrito anteriormente para o I9.

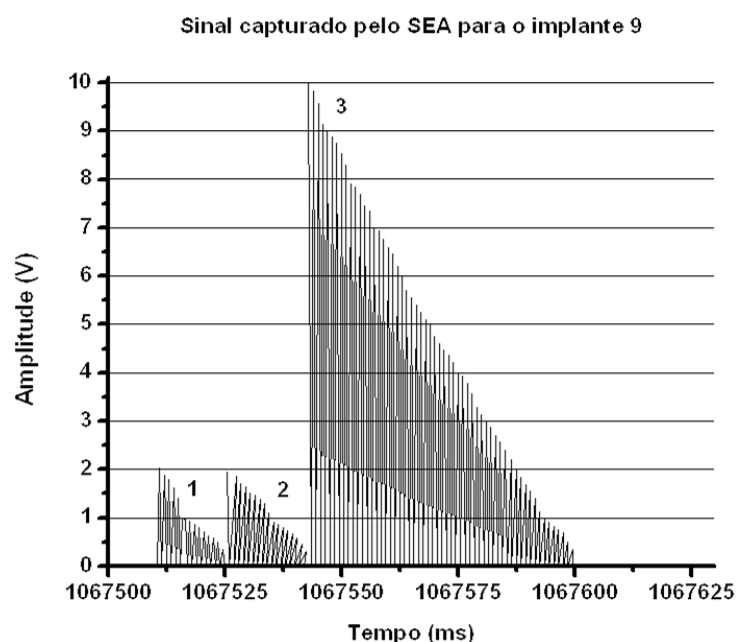


Figura 5.10 – Sinal capturado pelo SEA para o I9 soldados com arame maciço e gás de proteção Ar + 25% CO₂ + 3%H₂. Energia de soldagem 1,058 kJ/mm

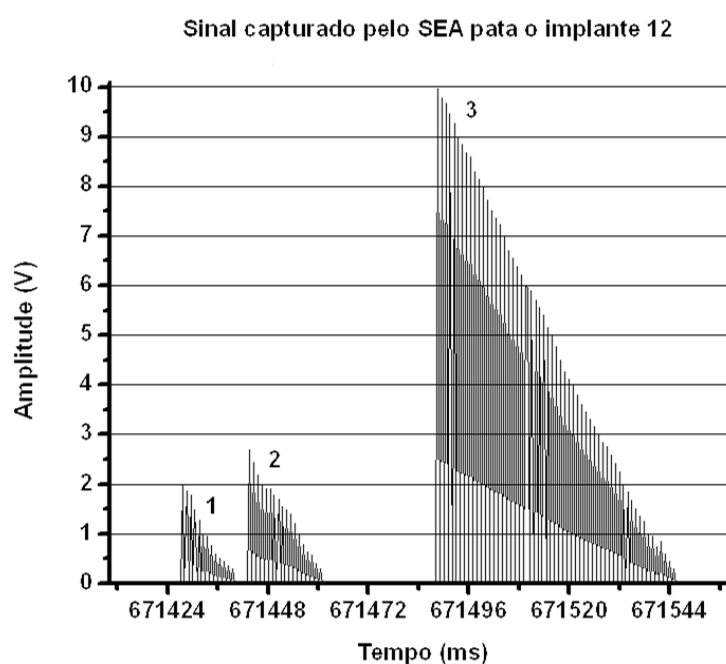


Figura 5.11 – Sinal capturado pelo SEA para o I12 soldados com arame maciço e gás de proteção Ar + 25% CO₂ + 3%H₂. Energia de soldagem 1,500 kJ/mm

O corpo de prova I13 foi soldado proteção gasosa de Ar + 15%CO₂ + 3%H₂, energia de soldagem de 1,500 kJ/mm. Depois de transcorridos 24 min o corpo de prova rompeu a temperatura ambiente. Para esse ensaio foram registrados 5 picos. De acordo com os sinais capturados pelo SEA, Fig.5.12, somente após o implante romper o SEA registrou a amplitude de 9,98 V. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 1442123,5 ms a 1442338,5 ms do início do ensaio observa-se que o primeiro pico ocorreu em 1442123,5 ms, atingiu uma amplitude de 2,59 V e durou 22 ms indicando se tratar do início de formação da trinca de hidrogênio. O segundo pico (2) ocorrido aos 1442174 ms (1,79V) com duração de 12 ms Indicando a propagação da trinca, o terceiro pico (3) aos 1442194,5 (2,18V) com duração de 17 ms ainda a propagação da trinca, o quarto pico (4), aos 1442301 ms (3,49 V) e duração de 13 ms e pode ser entendido como a propagação final. O comportamento do quinto pico (5), 9,98V, duração de 62,5 ms é o mesmo descrito para os implantes anteriores.

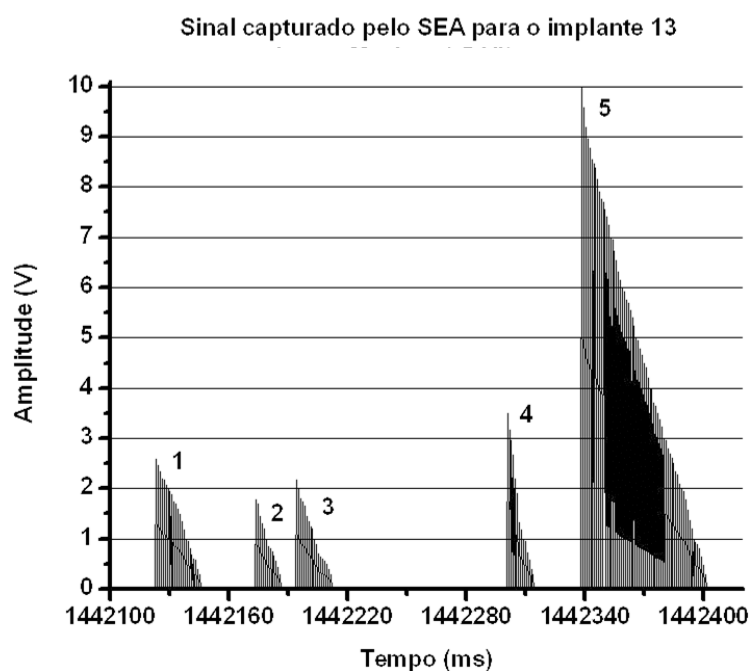


Figura 5.12 – Sinal capturado pelo SEA para o I13 soldados com arame maciço e gás de proteção Ar+25%CO₂+ 3%H₂. Energia de soldagem 1,500 kJ/mm

Como observado nas Figs.5.9 a 5.12, a tendência do comportamento dos sinais capturados pelo SEA nos ensaios com arame maciço (MIG/MAG) são semelhantes. Assim como na soldagem com arame tubular, surgem sinais de baixa amplitude seguidos pelos demais até se atingir uma amplitude muito alta caracterizando o instante de ruptura do implante. A análise dos resultados obtidos pelo SEA mostra que o aço quando soldado nas condições previstas neste trabalho apresenta sensibilidade à formação e propagação das

trincas de hidrogênio, a qual foi maior nos ensaios realizados com a adição de hidrogênio no gás de proteção concordando com as análises feitas nos testes preliminares.

5.3 Microestruturas

Na Figura 5.13 é apresentada as regiões onde foram feitas as micrografias e nas Figs. 5.14, 5.15 e 5.16 são mostradas as microestruturas das regiões do metal de base (MB), zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) respectivamente. Nesta última região é avaliada a região de grão grosseiro da ZTA (RGGZTA). A microscopia ótica foi empregada para identificar e classificar a microestrutura qualitativamente na junta soldada. As condições de soldagem utilizadas nestes ensaios são as mostradas na Tab.4.2, do Capítulo 4.

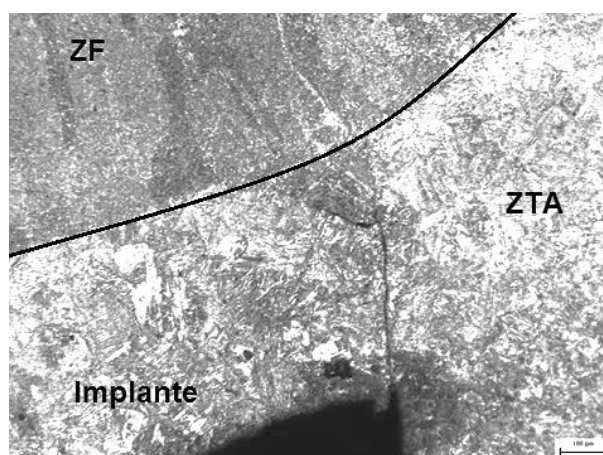


Figura 5.13 – Macrografia da junta soldada de um implante mostrando as regiões onde foram feitas as micrografias. Ampliação 100X. Nital 2%

A Figura 5.14 mostra a microestrutura do MB onde se observa uma microestrutura formada por uma matriz de ferrita poligonal (PF) destacando-se na matriz em branco, e a bainita (B), dispersa ao longo de toda essa matriz. Esta microestrutura se assemelha a encontrada por Ramirez (2008) e Silva (2009), onde utilizaram um material semelhante ao deste trabalho. Segundo estes autores esta estrutura encontra-se entremeada por colônia de cementita, perlita fina e austenita retida, que os autores denominaram de “agregados eutetóides” oriundos da transformação eutetóides da austenita não recristalizada, com tamanho heterogêneo e deformada no sentido da laminação. Nestas condições o MB apresentou um perfil de dureza da ordem 250 HV.

Segundo Ramirez (2008), com maiores aumentos, pode ser observado colônias de agregados eutetóides onde determinados grãos estão formados por cementita e ferrita (PF) possivelmente de bainita (B) e perlita (P) e microconstituintes MA, bem como fases intermetálicas formados por carbonetos e nitretos devido a presença de elementos de liga como titânio, nióbio e vanádio.

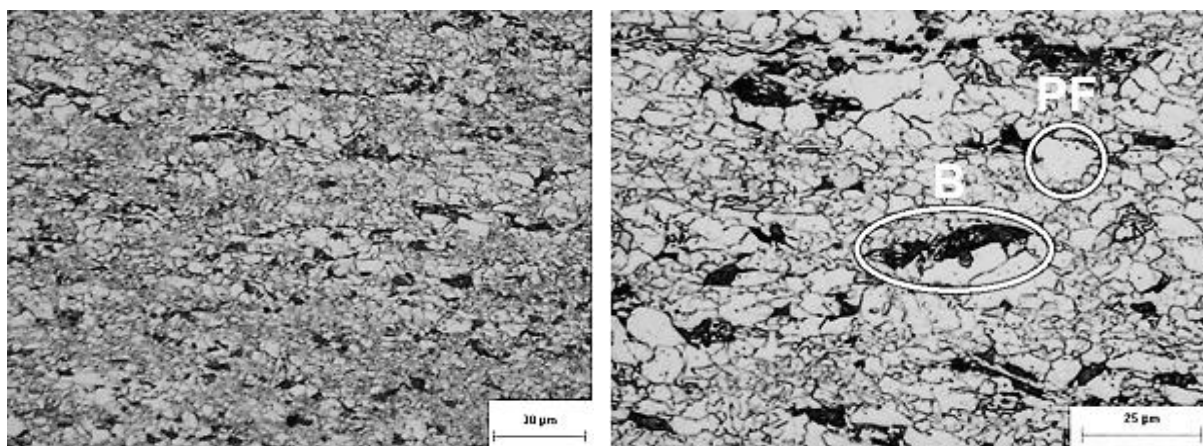


Figura 5.14 – Micrografia do MB. Ampliação 200X e 500X respectivamente. Nital 2%

Observando-se a microestrutura da ZF, na Fig. 5.15, percebe-se que na soldagem com arame tubular, Independentemente da energia de soldagem, verifica-se a formação de ferrita primária de contorno de grão, PF(G) (veios ou grãos poligonais) e demais constituintes microestruturais primários, em termos de classificação IIW e presentes em todos os corpos ensaiados, ferrita acicular (AF) e Ferrita Primária Poligonal Intragranular (PF(I)), Ferrita com Segunda Fase Alinhada (FS(A)).

Na soldagem com arame maciço a proporção de AF é maior que na soldagem com arame tubular, entretanto, este último apresenta um maior refinamento microestrutural. Observa-se ainda que na soldagem com arame maciço a proporção de PF(G) e FS(A) aumentam em relação à soldagem com arame tubular Isso se deve basicamente ao fato da composição química do arame tubular ser diferente da composição química do arame maciço.

A AF constitui-se como mais desejável para prevenir trincas de hidrogênio devido ao fato de que os finos grãos da AF e os contornos de alto ângulo favorecem uma boa resistência à ocorrência da trinca de hidrogênio. Embora, a PF(G) não seja muito frágil, pode favorecer a propagação da trinca de hidrogênio por ser um microconstituente que geralmente se encontra entre microestruturas de maior resistência e maior fragilidade que não suportam as deformações decorrentes da concentração de tensão.

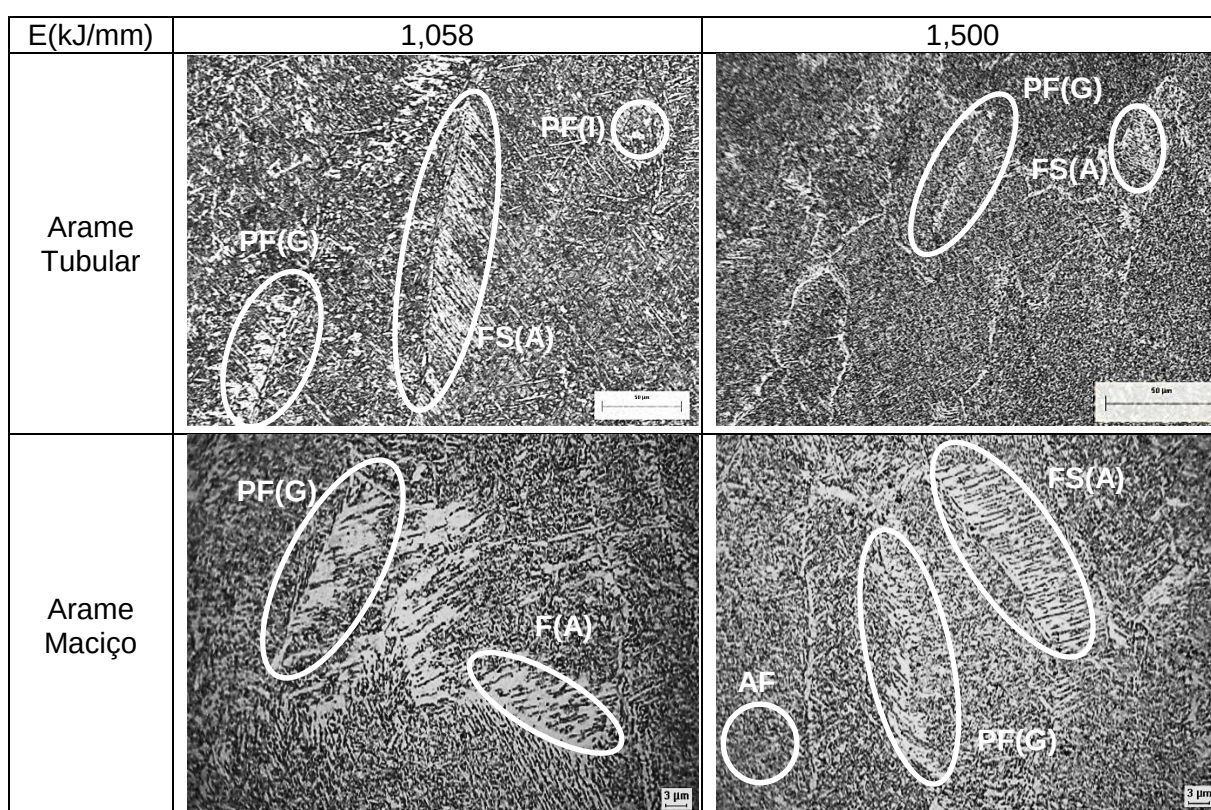


Figura 5.15 – Micrografia da ZF. Ampliações: 200X e 100X respectivamente. Arame Tubular 1,058 kJ/mm e 1,5 kJ/mm; Arame Maciço 1,058 kJ/mm e 1,5 kJ/mm, 200X. Ataque Nital 2%

Segundo Fals (199), a PF(G) ao lado da martensita (M) e Bainita (B) é susceptível ao trincamento por hidrogênio. Segundo Martins (2000), a presença da FS(A) é prejudicial à resistência por clivagem o que facilita a propagação da trinca. Isto se deve ao fato de que esta microestrutura não possui contornos de alto ângulo entre as placas.

Na Figura 5.16 são apresentadas as microestruturas da região de grão grosseiro da ZTA (RGGZTA). Pelo que pode ser observado nas microscopias óticas apresentadas na Fig.5.3 as RGGZTA dos dois arames utilizados, são bastante semelhantes. A microestrutura apresenta bainita (B) e é ainda constituída por FS(A), FS(NA) e a presença de uma microestrutura em forma de ripas semelhante a martensita (M) de baixo carbono.

Estas microestruturas se assemelham às obtidas por Rocha (2010) que utilizou um aço API X80 de composição química semelhante a utilizada neste trabalho. Segundo este autor a microestrutura da RGGZTA é composta por martensita (M), ferrita com martensita, austenita ou carbonetos alinhados (AC) e MA, além de PF(I).

A presença de martensita se deve basicamente ao fato da soldagem ter sido realizada com aporte de calor considerado baixo (1,058 e 1,500 kJ/mm), a taxa de resfriamento foi alta, e o tempo de resfriamento reduzido, diminuindo a ocorrência de transformação difusional, levando seu surgimento na ZTA e provocando endurecimento dessa região.

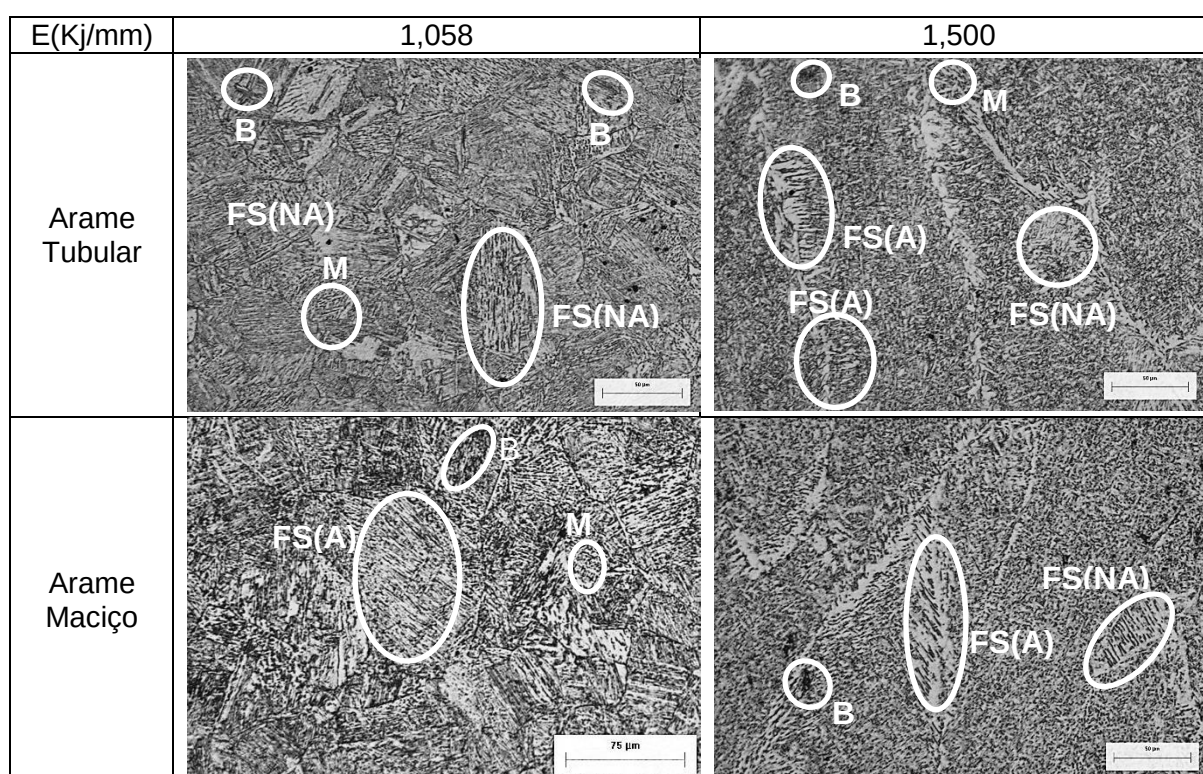


Figura 5.16 – Micrografia da RGGZTA. Ampliações: 500X e 200X respectivamente. Arame Tubular 1,580 kJ/mm e 1,5 kJ/mm; Arame Maciço 1,058 kJ/mm e 1,5 kJ/mm, 500X e 200X respectivamente. Ataque Nital 2%

5.4 Microdurezas

A Figura 5.17 mostra as regiões onde foram feitas as microdurezas na ZF e na RGGZTA, a microdureza do MB foi tirado de uma região fora da ZTA como descrito no item 3.5.4. No caso do Implante rompido as microdurezas da ZF e RGGZTA foram retiradas da região mostrada na Fig.5.17(b). Em todos os implantes, rompidos e não rompidos, foram verificados as durezas nas regiões mostradas na Fig.5.17.

As Figs. 5.18 e 5.19 mostram a tendência do comportamento da microdureza nas diferentes regiões da junta. Esta tendência mostra que a dureza da RGGZTA foi maior do que a dureza nas demais regiões. Da análise do comportamento das microdurezas apresentadas nas Figs. 5.18 e 5.19 se observa uma dureza na RGGZTA superior a 300 Hv e inferior a 350 Hv, na ZF superior a 250 Hv e inferior a 300 Hv e no MB da ordem de 250 Hv.

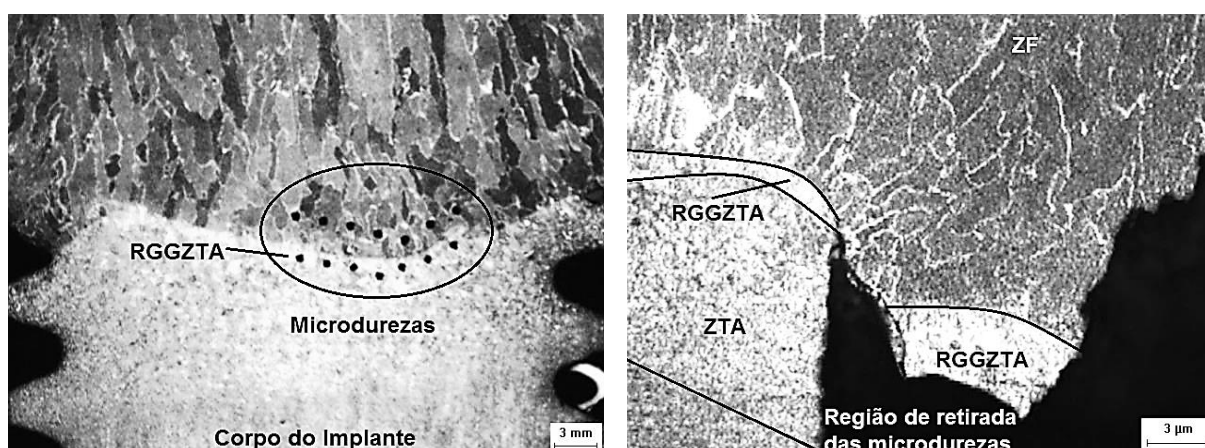


Figura 5.17 – Detalhe das regiões onde foram retiradas as microdurezas: (a) no implante não rompido; (b) no implante rompido

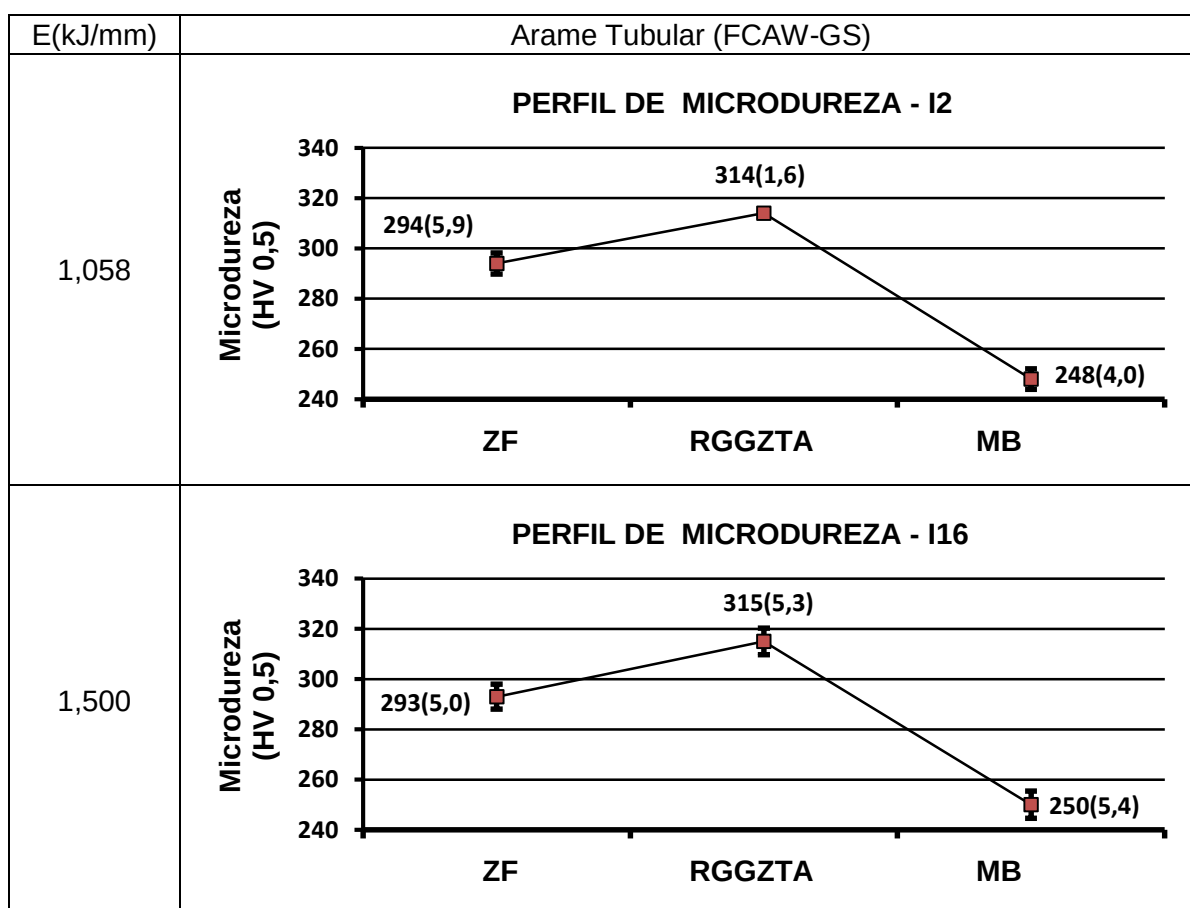


Figura 5.18 – Perfil de microdureza dos implantes soldados com arame tubular. Microdureza da junta superior a 250 Hv e inferior a 350 Hv. Condições de soldagem para I2 e I16 de acordo com a Tab.5.1

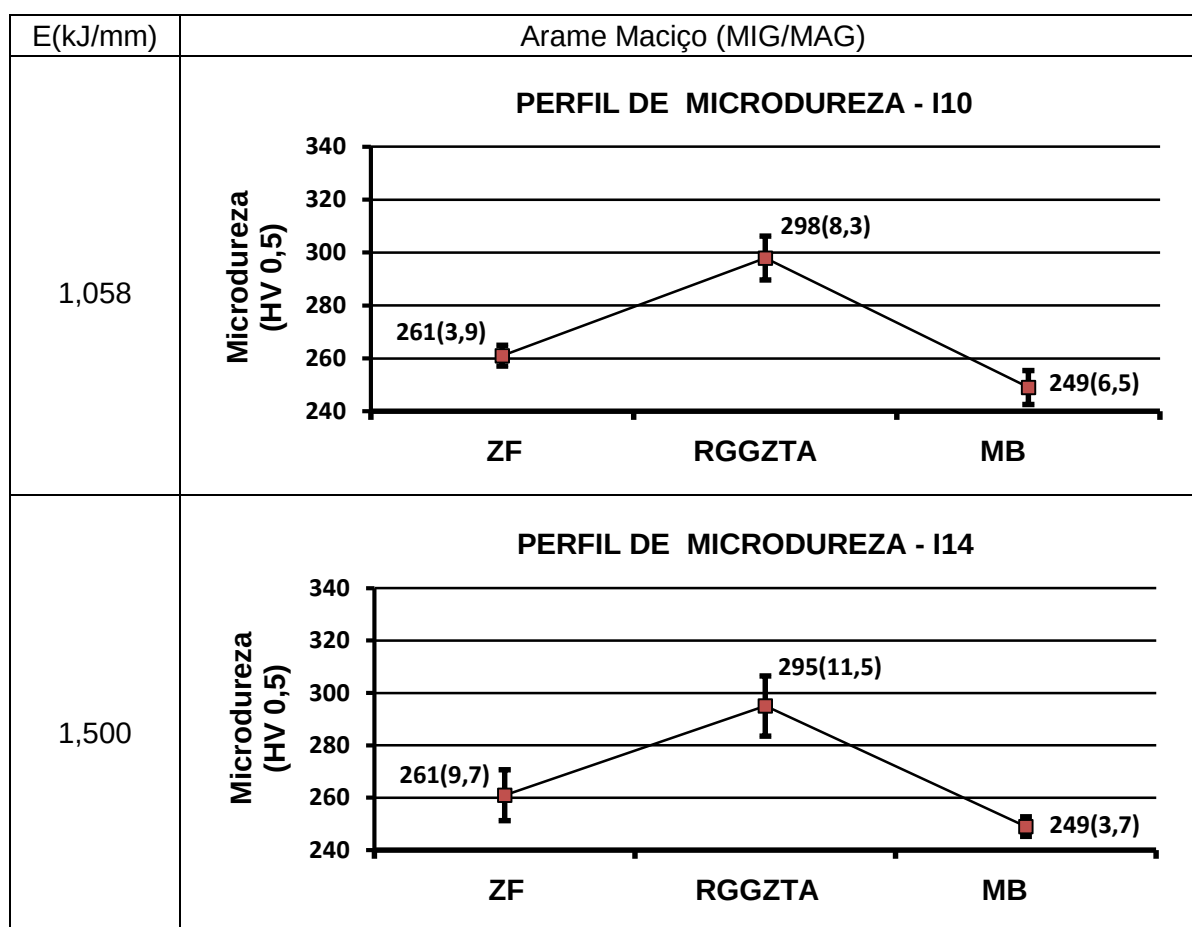


Figura 5.19 – Perfil de microdureza dos implantes soldados com arame maciço. Microdureza da junta superior a 250 HV e inferior a 350 HV. Condições de soldagem para I10 e I14 de acordo com a Tab.5.1

O perfil de dureza do MB também é compatível com os resultados encontrados por Ramirez et. al. (2007), que mediu valores médios de até 244 Hv ao longo da espessura da chapa estudada. Também está compatível com os valores fornecidos pelo fabricante do material deste estudo (225 Hv a 250 Hv). Esta diferença no valor de dureza é um indicativo de heterogeneidade do material em estudo.

Observa-se ainda, na análise das Figs. 5.18 e 5.19, que a microdureza foi maior na RGGZTA devido ao aumento da taxa de resfriamento. Na RGGZTA, este fato pode ser explicado supondo que a redução da temperatura de início da transformação da bainita e mais o aumento da taxa de resfriamento, resulta em ripas de bainita mais finas, acarretando um aumento na dureza Vickers como visto na microestrutura.

Com relação a microdureza na ZF a sua dureza deve-se à formação da ferrita primária de contorno de grão, FP(G), e a presença da bainita. Também pode estar associado ao fato de que na soldagem com consumíveis de baixo teor de carbono e proteção com gás que

contenha CO_2 , a poça de fusão tenha absorvido carbono da atmosfera protetora. Este aumento no teor de carbono contribui para a formação de precipitados de carboneto e/ou formação de microconstituintes AM, conforme relatam De Vedia e Svoboda (2004).

A diferença de dureza observada na RGGZTA entre o arame tubular e o arame maciço mostrados nas Figs.5.18 e 5.19, estão de acordo com Silgado et al (2009) onde pode ser visto que a alteração da microestrutura adjacente a região de soldagem modifica as propriedades mecânicas necessárias para o ótimo desempenho dos aços ARBL. Alguns estudos realizados em aços ARBL confirmam que, independentemente do processo de soldagem utilizado, apresentam-se variações da dureza na região adjacente ao metal fundido (RGGZTA), cuja extensão e função dos parâmetros de soldagem. Neste tipo de junções tem sido observada regiões de martensita não revenida de alta dureza (>500 HV) com uma extensão entre 2 e 3 mm.

5.5 Fractografias

Os resultados das superfícies de fratura são mostrados nas Figs.5.20 a 5.26. Em todas as condições pode-se observar um aspecto frágil e dúctil, com formação inicial de alvéolos (dimples), comprovando que a falha deste aço ocorre por trincamento com aspecto dúctil e frágil. A morfologia de alvéolos profundos, de geometria semiesférica (típica de carregamento de tração) está bem definida, observando-se certo grau de ductilidade do material. A fratura por dimples ocorre normalmente através dos grãos (intergranular – IG).

A Figura 5.20 mostra a fractografia do implante I3 (gás de proteção com a presença de hidrogênio). Nesta figura pode-se ver a ponta do implante vista lateralmente e de topo, mostrando também o ponto de início e crescimento da trinca. Na região de início da trinca, A, B e C, observa-se um aspecto frágil indicando que nessa região houve baixa ductilidade decorrente de uma fratura intergranular (IG). Segundo Fals (1999) o modo de fratura IG diminui com o aumento da tensão aplicada, devido ao fato do micromecanismos IG ser mais energeticamente favorável, porém, é mais presente à baixa tensão, já que para altas tensões predominam os modos de coalescência de micro vazios (CMV) e quase clivagem (QC). Por hipótese pode-se ver nas regiões D e E um aspecto frágil e dúctil encontrado na superfície de propagação da trinca. Verifica-se que a região D corresponde a propagação da trinca e as regiões E e F correspondem a parte final da ruptura. Este comportamento se assemelha ao caso de um corpo de prova no ensaio de tração onde, corpo de prova não suporta a carga, sofre deformação e rompe. D também se refere a uma propagação rápida da trinca através da estrutura cristalina do material (propagação transgranular).

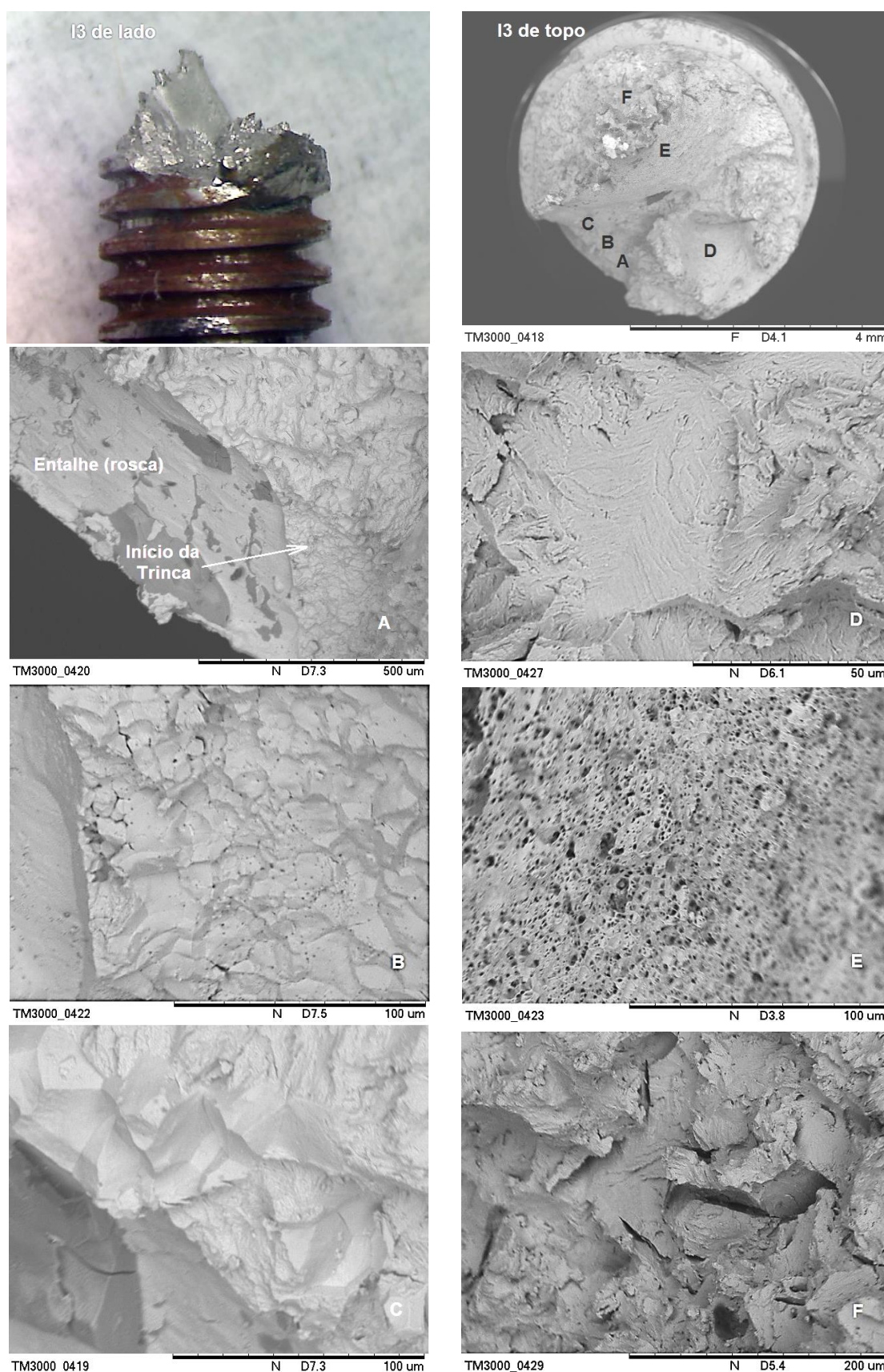


Figura 5.20 – Fractografia I3. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento

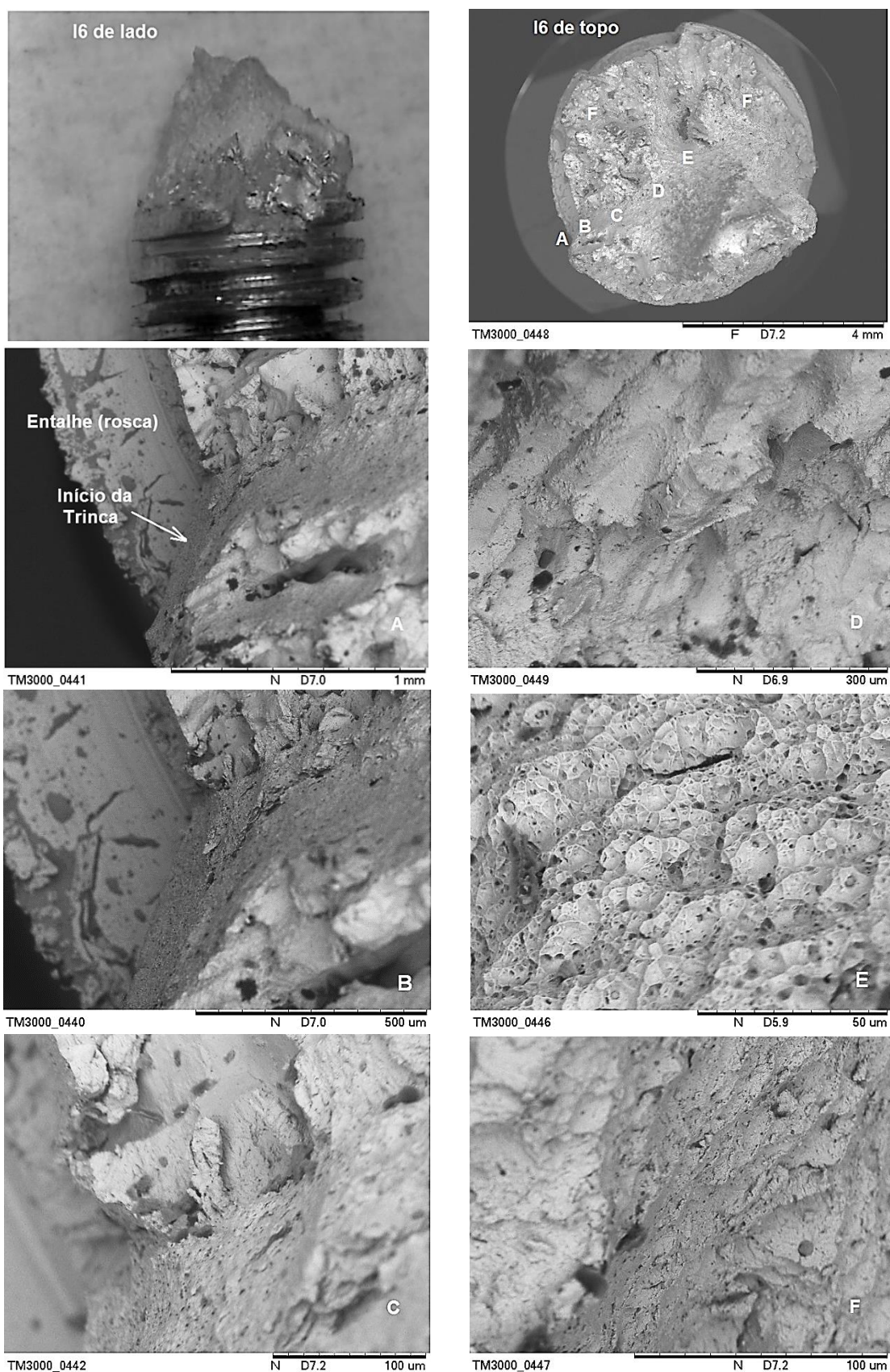


Figura 5.21 – Fractografia I6. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento

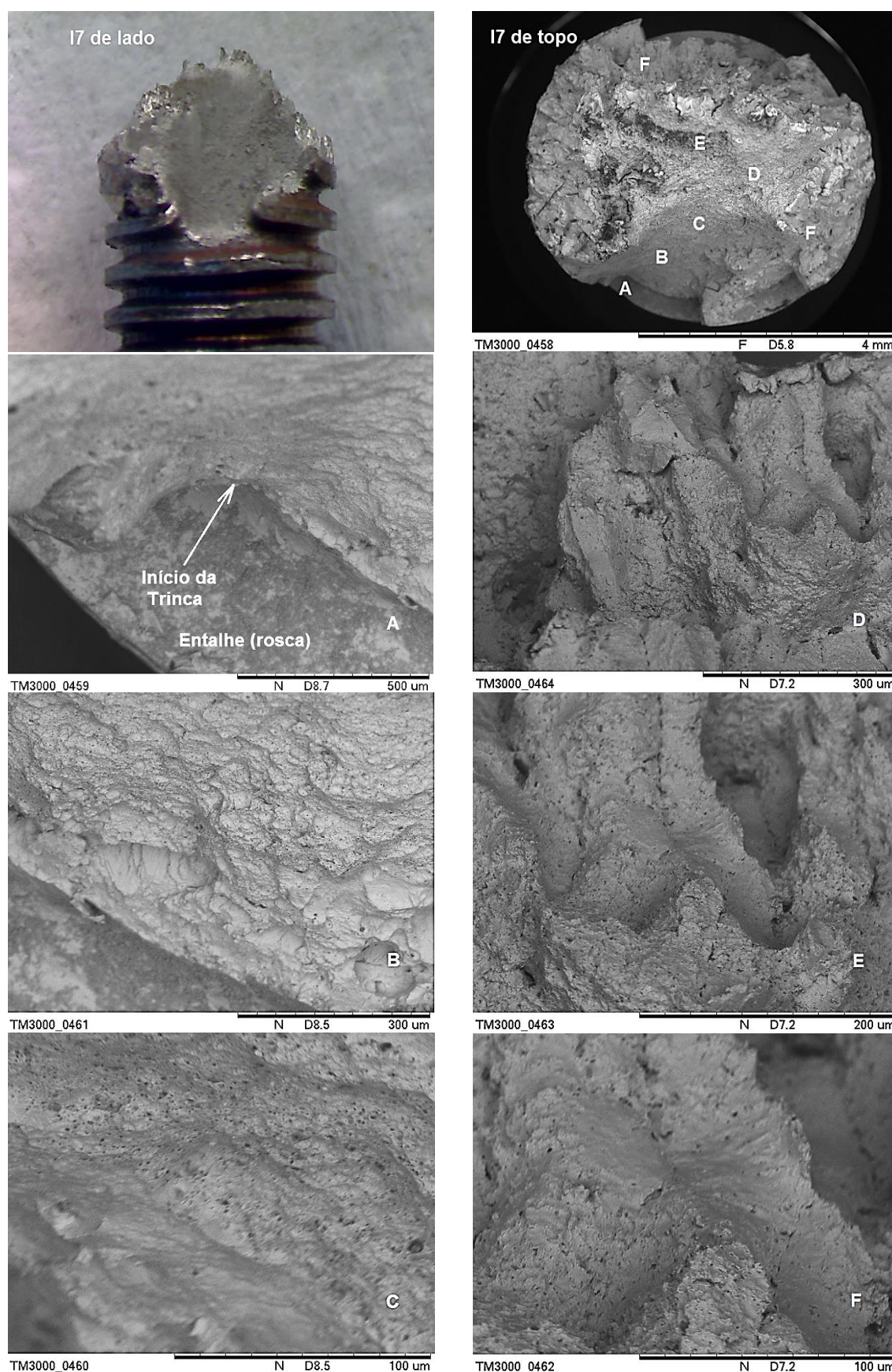


Figura 5.22 – Fractografia I7. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento

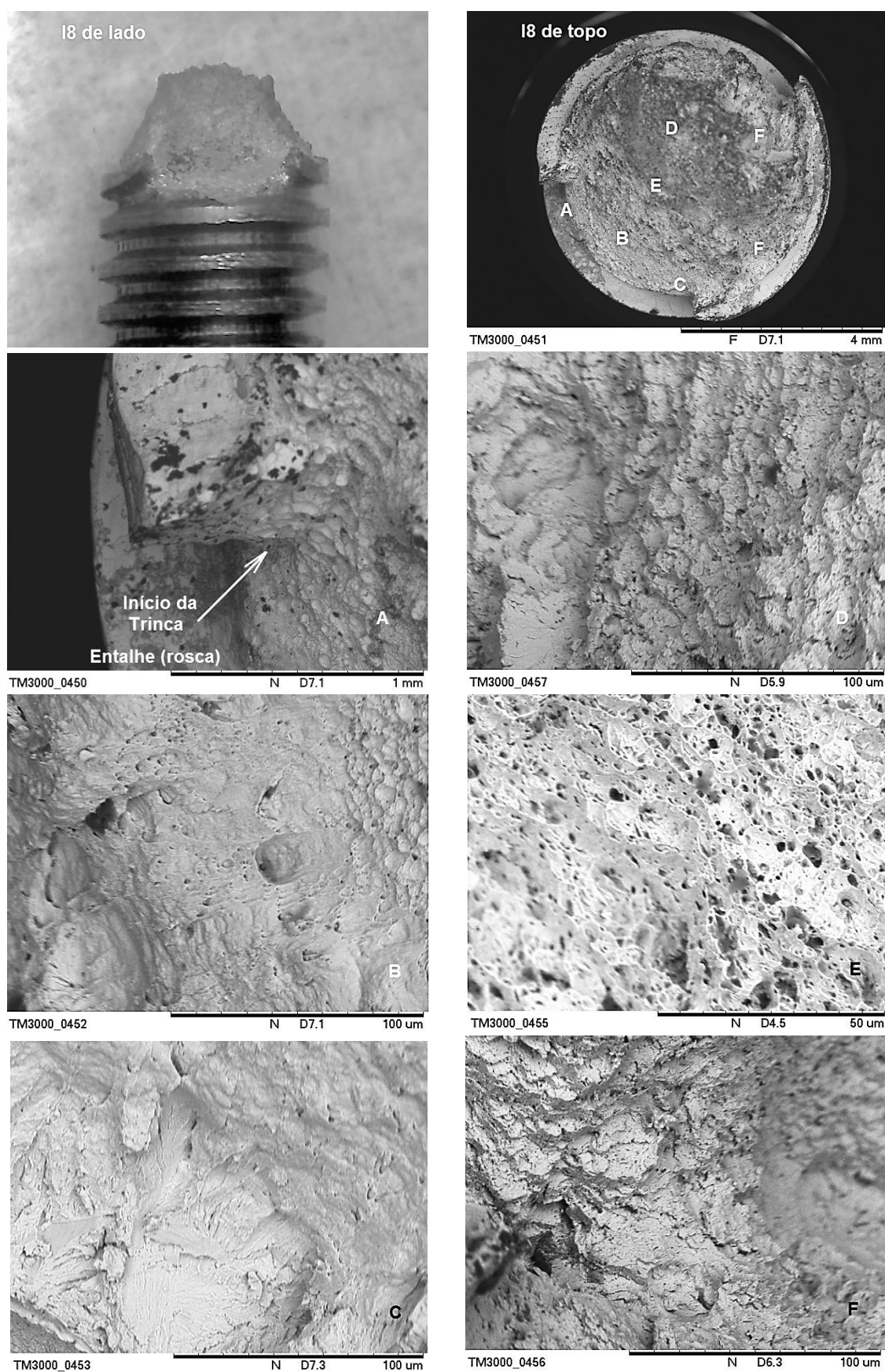


Figura 5.23 – Fractografia I8. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento

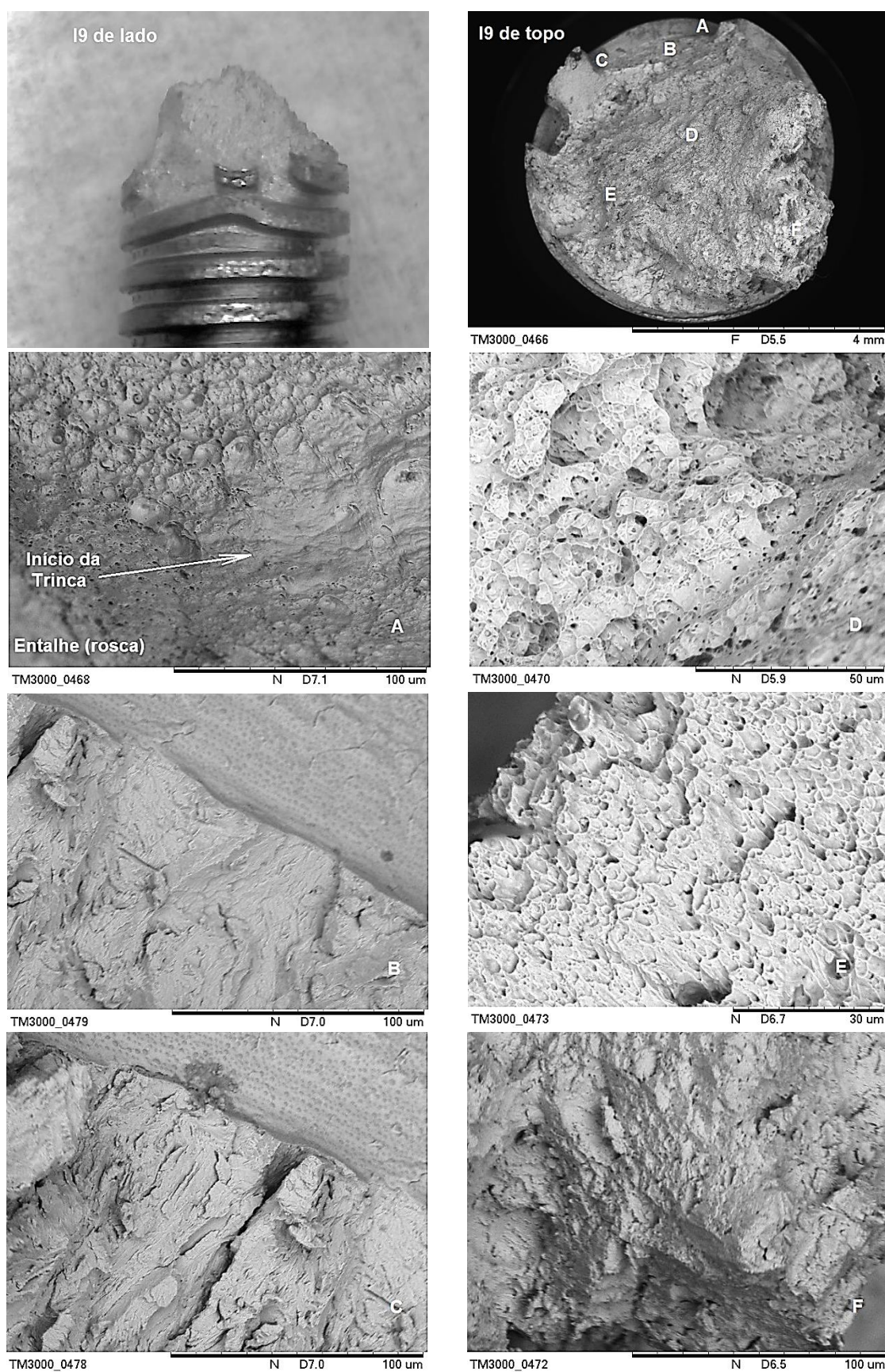


Figura 5.24 – Fractografia I9. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura. (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca. (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento

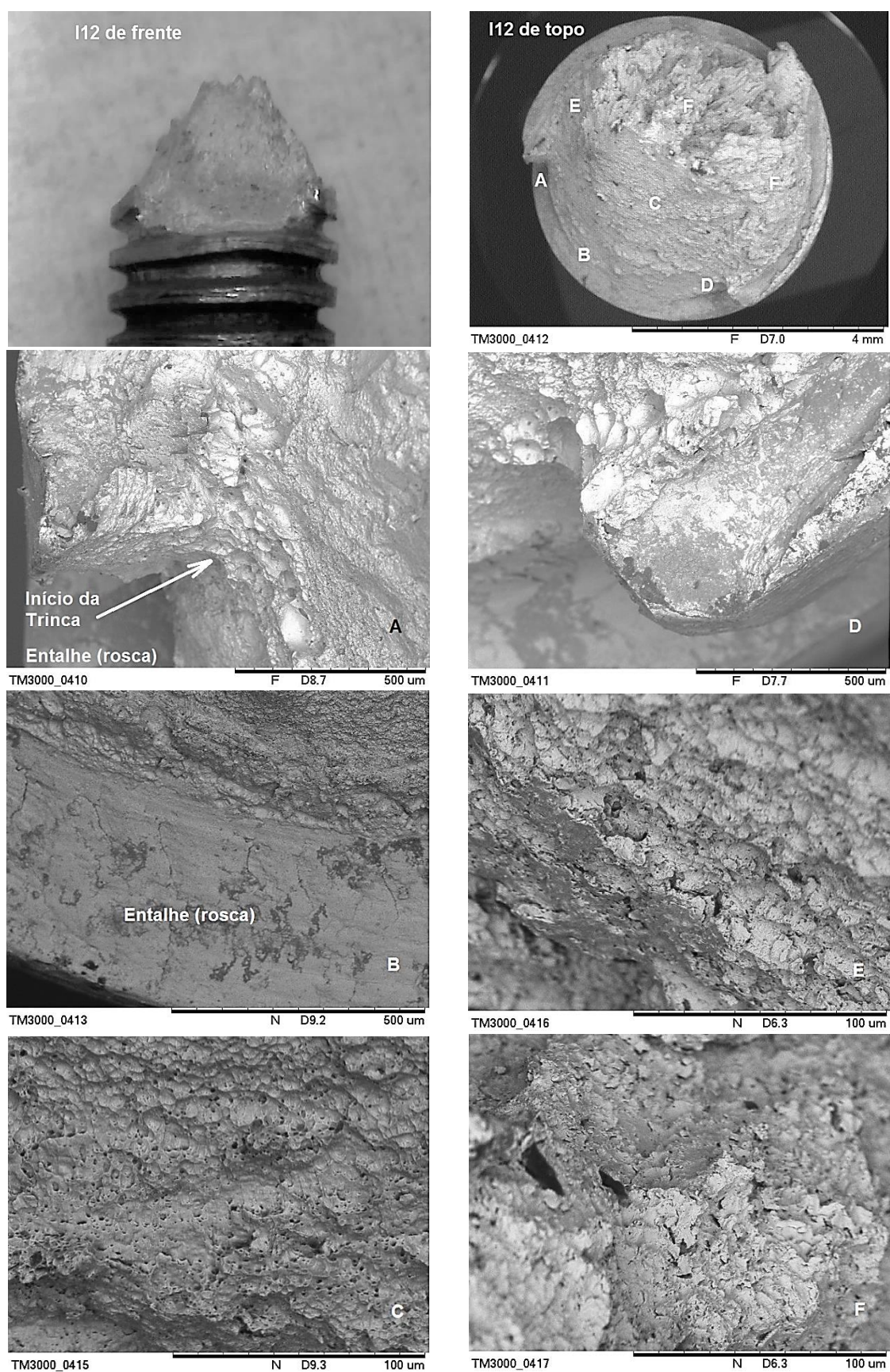


Figura 5.25 – Fractografia I12. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura, (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca, (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento

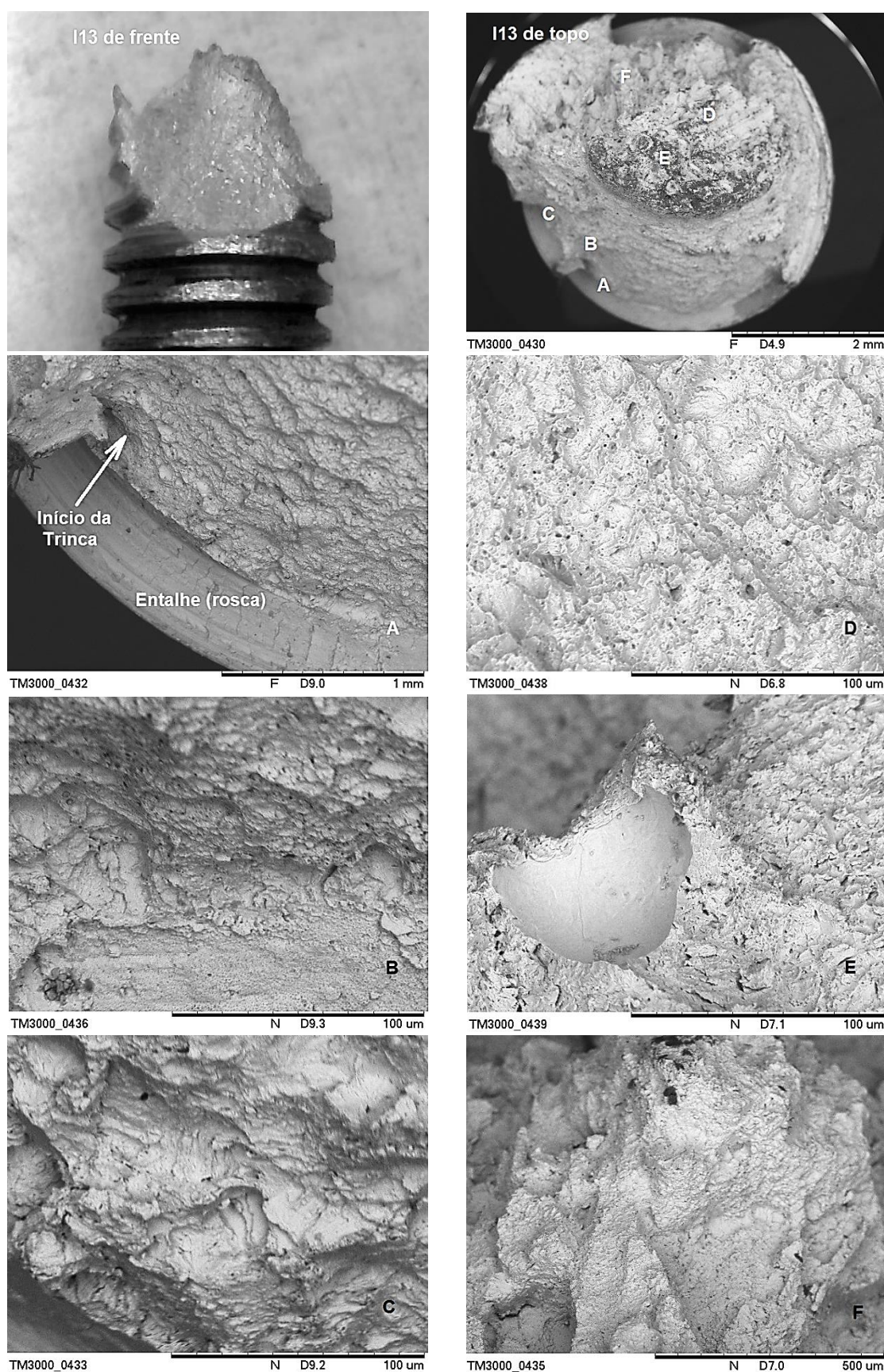


Figura 5.26 – Fractografia I13. (a), (b) e (c) detalhe da região de início da fratura, (d) detalhe da fratura na região de propagação da trinca, (e) e (f) detalhe das regiões de arrancamento

5.6 Comentários sobre o ensaio implante

I. Sobre o material:

- A análise microestrutural do material mostrou que o MB é constituído basicamente de ferrita poligonal e bainita; a ZF de ferrita de contorno de grão (PF(G)), ferrita de segunda fase alinhada (FS(A)) e ferrita acicular (AF) e a ZTA por bainita (B), FS(A), ferrita de segunda fase não alinhada (FS(NA)) e martensita (M). A presença da martensita fez com que a estrutura tornasse o material mais frágil aos esforços mecânicos aplicados externamente, contribuindo para o surgimento das trincas em toda a região afetada termicamente e a possíveis fraturas de juntas soldadas.

II. Sobre a microdureza:

- Os ensaios mostraram que as microdurezas encontradas na RGGZTA foi maior que nas demais regiões sendo superior a 300 Hv e inferior a 350 Hv. No MB a dureza não ultrapassou a média de 250Hv e a ZF apresentou valores entre 250 Hv e 300 Hv.

- Era de se esperar que com o aumento da energia de soldagem, a dureza média da ZTA decrescesse, uma vez que a velocidade de resfriamento é menor nestas condições. Com os resultados apresentados, pode-se afirmar que apenas variando a energia de soldagem foi possível se conseguir uma variação de dureza na ZTA, entretanto, como os valores destas energias estão muito próximos, as variações na microestrutura e na dureza da junta não foram significativas.

III. Sobre as forças aplicadas nos implantes:

- Os implantes soldados com hidrogênio na composição do gás de proteção romperam com tensões superiores a 60 Kgf/mm² (1445 kgf).

- O implante I2, com uma tensão de 58,30 kgf/mm² (1385 kgf), soldado com arame tubular não rompeu, mas apresentou sinal no SEA, o mesmo foi soldado sem hidrogênio na composição do gás de proteção. Isto possivelmente se deve a absorção do hidrogênio da atmosfera pela poça de fusão fazendo com que o hidrogênio residual tenha influenciado na microestrutura o que, juntamente com a ação da tensão, contribuiu para a formação da trinca, mas não tendo sido suficiente para leva-lo a ruptura. Este fato demonstra que o material é suscetível com o teste implante a partir desta carga e para as condições de soldagem com arame tubular e gás de proteção Ar+25%CO₂.

- O implante I4, com uma tensão de 58,93 kgf/mm² (1400 kgf), soldado com arame tubular não rompeu, mas apresentou sinal no SEA, o mesmo foi soldado com hidrogênio na composição do gás de proteção. Isto se deve possivelmente a difusão do hidrogênio absorvido pela poça de fusão e a não influencia do hidrogênio residual decorrentes da quantidade de calor imposto na poça de fusão. Este fato demonstra que o material é suscetível com o teste

implante a partir desta carga e para as condições de soldagem com arame tubular e gás de proteção $\text{Ar}+25\%\text{CO}_2+3\%\text{H}_2$.

- Foi observado que o implante I10, com uma tensão de $59,35 \text{ Kg/mm}^2$ (1410 kgf), soldado pelo processo MIG/MAG, com gás de proteção $\text{Ar}+25\%\text{CO}_2$ não rompeu e não apresentou sinal no SEA, mas apresentou trinca. A presença da trinca se justifica como explicado para o implante I2 e a não presença de sinal no SEA deveu-se possivelmente ao surgimento da trinca durante o tempo que se levou para colocação do sensor e acionamento do sistema. Este fato comprova também que o material é suscetível com o teste implante a partir da carga verificada no ensaio I2.

- As trincas originadas nos implantes I2, I4 e I10 ocorreram na junção ZF/entalhe. Considerando ainda a análise feita referente à microestrutura da ZTA pode-se concluir que está associada a concentração de hidrogênio residual e o nível de tensão presente favoreceram a ocorrência da trinca de hidrogênio no aço.

- Da análise dos resultados preliminares vistos nas Tabs. 4.3 e 4.4 e dos resultados mostrados na Tab.5.2, para as cargas aplicadas, de forma global (considerando os resultados dos testes preliminares e finais), se verifica que na soldagem com arame maciço (MIG/MAG) e tubular (FCAW-GS) com gás de proteção sem a presença de hidrogênio, no teste Implante, nenhum corpo de prova rompeu com carga de até 1410 kgf.

- Foi verificado ainda que na soldagem com presença de hidrogênio no gás de proteção e na soldagem com arame maciço nenhum corpo de prova rompeu com carga até 1116 kgf e na soldagem com arame tubular este valor chega a 1440 kgf. Portanto, estes valores se constituem como os valores crítico das cargas no qual os corpos de prova podem romper na presença de hidrogênio quando soldados nas condições previstas neste trabalho.

IV. Sobre o SEA:

- Todos os corpos de prova rompidos romperam em até 3 horas de ensaio, e o menor tempo de registro de sinal se deu em 5,8 minutos.

- O SEA mostrou-se adequado no armazenamento de grandes quantidades de dados relacionados à formação e propagação da trinca de hidrogênio. Em todos os ensaios realizados, independente da presença de hidrogênio e tensão aplicada, ocorreram eventos de EA de pequena amplitude nos implantes rompidos e não rompidos, que caracterizam o desenvolvimento das trincas de hidrogênio.

- Os resultados do ensaio implante mostraram que sem um sistema de EA devidamente ajustado, poderia ocorrer o fato de uma análise errada tal como aceitar resultado de ensaio com trincas como sendo de um ensaio adequado.

- Ao se utilizar a EA, além de estudar o instante de formação e propagação da trinca, ficou demonstrado que a instrumentação do teste de implante pode levar a resultados mais adequados e evitar erros de análise em que o corpo de prova não rompe.

V. *Sobre a Fratura:*

- As trincas se formaram na RGGZTA, em um ponto de alta triaxialidade de tensões provocadas pelo entalhe implante e, em seguida, se propaga para a ZF, onde ocorre a fratura. De modo geral, quando é aumentada a tensão aplicada o tempo de fratura diminui, independentemente do nível de hidrogênio utilizado. As análises das superfícies de fratura dos implantes mostraram a formação dos modos de fratura por IG, CMV e QC.

CAPÍTULO VI

RESULTADOS DO ENSAIO TEKKEN

Neste capítulo são apresentados, analisados e discutidos os resultados finais das trincas por hidrogênio através do ensaio de auto-restrição Tekken, demonstrando a viabilidade e sensibilidade do SEA na detecção do instante de formação e propagação (crescimento) desta trinca. A taxa de aquisição do SEA foi de 2000 pontos/s ao longo de todo o ensaio e só foram analisados os sinais com intensidade acima do nível de ruído do sistema de EA de 0,30V. Os procedimentos metodológicos são os apresentados no Capítulo III para o ensaio Tekken e os resultados do SEA são discutidos e confrontados com as análises de microestrutura (Microscopia Ótica - MO) e microdureza dos corpos de prova ensaiados.

6.1 Parâmetros de soldagem

Para a busca de uma condição adequada de soldagem primeiramente foram realizadas soldagens, com arame maciço e posteriormente com arame tubular, de simples deposição em chapas de aço especificado no item 3.1 de 20 mm de espessura, com os parâmetros de corrente, tensão e velocidade de soldagem sofrendo variações. Foi tomado cuidado para que não se alterasse a distância bico de contato peça (DBCP) de valor 13 mm e a vazão do gás Ar + 25%CO₂, sem e com adição de 3%H₂, de 13 l/min como mostrado na Tab.6.1.

Na soldagem com arame maciço (processo MIG/MAG), a determinação dos valores de velocidade de alimentação se deu com a soldagem sem cessá-la variando-se a velocidade de alimentação até que se verificasse o valor de corrente próximo ou igual ao desejado. Para cada corrente, anotou-se o valor de velocidade de alimentação correspondente. Depois, soldou-se continuamente incrementando-se a tensão de regulação de tempos em tempos, seguindo-se a metodologia proposta, com objetivo de se obter os valores de tensão que proporcionavam transferência por curtos circuitos. O mesmo procedimento foi adotado na

soldagem com arame tubular com o objetivo de se obter as correntes desejadas. Esta análise preliminar teve como objetivo determinar os cordões de solda com as melhores características dimensionais e de acabamento (homogeneidade do cordão e quantidade de respingos). Desta análise chegou-se aos resultados a serem utilizados neste trabalho e mostrados na Tab.6.2.

Tabela 6.1 – Parâmetros para uma boa condição de soldagem

Parâmetro	Regulado			Monitorado		Energia de Soldagem (E) (kJ/mm)	DBCP (mm)	Vazão (l/min)
	Va (m/min)	Vs (mm/min)	U (V)	U (V)	I (A)			
Arame Maciço								
1	3,5	175	23	24,3	180	1,500	13	13
2	3,5	200	23	23,5	153	1,079		
3	3,5	250	25	25,5	167	1,022		
4	4,5	225	26	26,6	190	1,348		
5	4,5	200	26	26,4	196	1,552		
Arame Tubular								
6	3,5	130	23	22,5	141	1,464	13	13
7	4,0	210	24	23,5	158	1,061		
8	6,5	210	24	23,5	225	1,511		
9	5,5	180	25	24,6	200	1,640		
10	5,7	180	24	24	205	1,640		

Onde: Va=velocidade de alimentação do arame; Vs=velocidade de soldagem; U=tensão; I=corrente; E=energia gerada no arco de soldagem; DBCP = distância bico de contato-peça; Vazão=vazão da mistura gasosa.

Tabela 6.2 – Parâmetros de soldagem utilizados no ensaio Tekken

Parâmetro	Regulado			Monitorado		Energia de soldagem (E) (kJ/mm)
	Va (m/min)	Vs (mm/min)	U (V)	U (V)	I (A)	
Arame Maciço (MIG/MAG)						
Condição 1	3,5	250	25,0	25,5	167,0	1,022
Condição 2	3,5	175	23,0	24,3	180,0	1,500
Arame Tubular (FCAW-G)						
Condição 1	4,0	210	24,0	23,5	158,0	1,061
Condição 2	6,5	210	24,0	23,5	225,0	1,511

Onde: Va=velocidade de alimentação do arame; Vs=velocidade de soldagem; U=tensão; I=corrente; E=energia gerada no arco de soldagem; DBCP=13 mm; Vazão=13 l/min.

Durante todos os experimentos esses parâmetros foram mantidos constantes, para evitar a influência de qualquer variação dos parâmetros de soldagem na absorção de hidrogênio pela poça de fusão e, conseqüentemente, nas características da trinca de hidrogênio. As energias geradas no arco de soldagem foram determinadas com base na Eq.4.1.

6.2 Ensaio Tekken

Dos dezesseis ensaios realizados e mostrados na Tab.6.3 constatou-se a presença de trincas em quatorze deles. Por hipótese pode-se dizer que algumas destas trincas são devidas a concentração de tensão na região de ligação. Logo, a intensidade da tensão gerada no ensaio Tekken, observada nesta pesquisa, deve-se aos baixos níveis de energia de soldagem que propiciaram um aumento na taxa de resfriamento e possibilitaram mudanças microestruturais e aumento nos níveis de tensão da junta soldada.

6.3 Resultados apresentados pelo SEA

Na Tabela 6.3 podem ser vistos os resultados dos ensaios com diferentes energias de soldagem, onde a variável relacionada ao ensaio Tekken é T_f , e as variáveis resultantes dos dados adquiridos pelo SEA são t_{pi} , t_{pf} , v_p , n_p .

Onde:

T_f – Temperatura final após 48 horas de ensaio ($^{\circ}\text{C}$);

t_{pi} – Tempo da primeira excitação (pico) registrada pelo SEA (ms);

t_{pf} – Tempo da última excitação (pico) registrada pelo SEA (ms);

v_p – Valor da maior excitação (amplitude máxima) registrada pelo SEA (V);

n_p – Número de excitações (picos) armazenados acima do limite de corte durante todo o ensaio.

Para cada condição de soldagem (ver item 6.1) foram feitas réplicas de forma a se garantir a repetibilidade do fenômeno objeto deste estudo. A temperatura inicial do ensaio, para a colocação do sensor e captura dos sinais de EA, foi mantida constante em 150°C e antes da realização das soldas de ensaio nos corpos de prova Tekken os mesmos foram limpos com escova rotativa de aço nova e a região da junta lavada com álcool e acetona para remoção de sujeiras, graxa, resíduos e poeiras, portanto, os corpos de prova encontravam-se devidamente limpos. O tempo de ensaio foi de 48 horas. A taxa de aquisição dos sinais pelo SEA foi de 2000 pontos/s ao longo de todo o ensaio. Para avaliação das regiões trincadas os corpos de prova foram cortados e preparados como descrito na metodologia para o ensaio Tekken.

Tabela 6.3 – Resultados apresentados pelo SEA para o ensaio Tekken

Ensaio	E (kJ/mm)	Gás	T _f (°C)	t _{pi} (ms)	t _{pr} (ms)	V _p (V)	n _p	Condição
Arame Tubular (FCAW-G)								
T1	1,061	A	Amb.	-	-	-	-	NT
T2			40	860885,5	712650141	7,69	3	TR
T3		B	69	427334,5	444377,5	2,71	5	TR
T4			120	98226,0	101588,5	4,01	2	TR
T5	1,511	A	Amb.	-	-	-	-	TR
T6			93	161824,5	256164,5	3,24	3	TR
T7		B	65	478557,5	526496,0	3,28	2	TR
T8			67	446988,0	447008,0	3,37	1	TR
Arame Maciço (MIG/MAG)								
T9	1,022	A	Amb.	19853570	19853578	5,89	1	TR
T10			Amb.	13866101	13866127	6,46	2	TR
T11		B	Amb.	41263900	41264100	7,81	2	TR
T12			120	11235096,5	11235208,5	4,94	2	TR
T13	1,511	A	Amb.	-	-	-	-	NT
T14			Amb.	-	-	-	-	NT
T15		B	78	302925,5	302945,5	3,10	1	TR
T16			75	256310,0	275001,0	2,45	2	TR

Simbologia: **E** = Energia gerada no arco de soldagem (Eq.4.1); **Gás A** = Ar + 25%CO₂; **Gás B** = Ar + 15%CO₂ + 3%H₂; **Amb** = Temperatura Ambiente; **TR** = Corpo de prova que trincou; **NT** = Corpo de prova que não trincou.

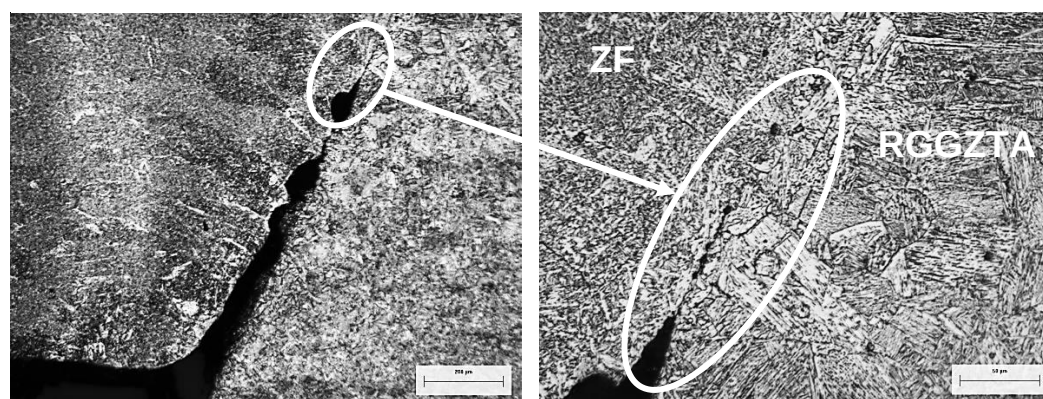
6.3.1 Resultados dos corpos de prova sem trinca e sem sinal no SEA

Da análise dos resultados apresentados na Tab.6.3 nota-se que os corpos de prova T1, T13 e T14 não apresentaram sinais no SEA. Entretanto, mesmo nestas condições, estes corpos de prova foram analisados metalograficamente e não foi detectada nenhuma trinca, tanto na ZF quanto na ZTA. O T1 foi soldado com arame tubular, mistura gasosa sem adição de hidrogênio e energia de soldagem de 1,061 kJ/mm. O T13 e T14 foram soldados pelo processo MIG/MAG, mistura gasosa Ar+25%CO₂ e energia de soldagem de 1,511 kJ/mm.

Após a microscopia óptica pode-se ver que o T1 apresentou falta de fusão lateral entre a ZF e o MB decorrente de problemas na soldagem o que comprova a não existência de trinca nesse corpo de prova e falta de sinal no SEA como pode ser visto na Fig.6.1. Estes resultados estão de acordo com os apresentados por Silva (2010) e basicamente se devem ao fato de que com as energias aplicadas houve uma menor taxa de resfriamento o que proporcionou um tempo maior para a difusão do hidrogênio absorvido pela poça de fusão e o alívio das tensões na região do entalhe.

Possivelmente, também pode ter contribuído para a não ocorrência de trinca a falta de hidrogênio determinada pela limpeza dos CPs, visto que para que ocorra a trinca de hidrogênio há a necessidade de ocorrência simultânea da presença de hidrogênio (que não

houve), a presença de tensões (que são resultados da auto-restrição imposta pelo próprio ensaio), microestrutura suscetível (como visto na análise do item 5.3) e a temperatura abaixo de 200 °C.



(a) (b)
Figura 6.1 – Detalhe do T1. (a) macrografia mostrando detalhe da região (50X); (b) Detalhe da falta de fusão lateral entre a ZF e o MB (200X)

6.3.2 Resultados dos corpos de prova com trincas e sem sinais no SEA

De acordo com os resultados apresentados na Tab.6.3 o corpo de prova T5 não apresentou sinal no SEA. No T5 mostrado na Fig.6.2 se observa uma trinca que surge na ZTA e apresenta comportamento transversal à RGGZTA tendendo a se deslocar para a ZF.



(a) (b)
Figura 6.2 – Detalhe do T5. (a) macrografia mostrando detalhe da trinca, CP simplesmente polido. (37,5X); (b) detalhe da trinca de hidrogênio no entalhe na RGGZTA (200X)

O T5 foi soldado pelo processo arame tubular, com gás de proteção sem hidrogênio na sua composição, energia de soldagem de 1,511 kJ/mm. A trinca ocorreu na região da ZF/entalhe (RGGZTA) e possivelmente esta trinca ocorreu durante o tempo que se levou para colocação do sensor e acionamento do sistema. O tempo para colocar o sensor sobre a chapa

e iniciar a aquisição dos sinais foi suficiente para que a temperatura de ensaio se encontrasse em 150 °C como visto na metodologia para o ensaio tekken. O fato para se iniciar a coleta dos dados nesta temperatura deveu-se a que o sensor não foi projetado para suportar uma temperatura mais elevada. Portanto, esta trinca provavelmente se formou a uma temperatura ligeiramente acima de 150 °C.

Em vista desse problema fica difícil afirmar se é ou não uma trinca de hidrogênio, pois ela ocorreu em temperatura acima do início do ensaio com o sistema SEA. Entretanto, no caso de não se utilizar o sistema de Emissão Acústica a trinca seria citada como trinca de hidrogênio, pois o ensaio Tekken é utilizado para determinar a suscetibilidade do material a este fenômeno. Este fato mostra a importância de se utilizar o sistema SEA desde o início da soldagem, só assim seria possível diferenciar a formação e propagação da trinca de hidrogênio de outro tipo de trinca, como a trinca de solidificação.

Desta forma, é necessário em trabalhos futuros desenvolver uma nova técnica para prender o sensor de emissão acústica ao corpo de prova e com isto poder determinar com mais clareza o tipo de trinca formado em função da temperatura do corpo de prova. Portanto, por hipótese pode-se afirmar que o T5 apresenta comportamento que se assemelha a de uma trinca de hidrogênio, visto que para que se tenha uma trinca de hidrogênio necessita-se que ocorra simultaneamente uma elevada restrição (esta devido a abertura da raiz), presença de hidrogênio (pode ter sido oriunda da poça de fusão ou do fato da raiz não ter proteção do ar atmosférico – gás de purga) e microestrutura susceptível. Vale lembrar que o aço utilizado nesta pesquisa possui valores de carbono equivalente (P_{cm}), mesmo estando dentro da faixa aceitável, altos que o coloca numa faixa de suscetibilidade a trinca de hidrogênio, podendo ou não ocorrer a trinca conforme surjam os fatores citados anteriormente.

Nota-se ainda que a trinca nucleia e se propaga dentro da RGGZTA com tendência para crescimento na direção da ZF que também é uma característica da trinca de hidrogênio. Toda essa análise associada nos conduz ao entendimento de que se trata de uma trinca de hidrogênio.

6.3.3 Resultados dos corpos de prova com trincas e com sinais no SEA

Para o Tekken T2 (gás de proteção sem a presença de hidrogênio), depois de transcorridos 14,3 minutos do início do ensaio e a 40 °C, o SEA apresentou um sinal de amplitude 2,96 V e duração de 4,15 ms indicando que houve a geração de uma trinca. Para esse ensaio foram registrados 3 picos. De acordo com os sinais capturados pelo SEA, Fig.6.3, estes picos ocorreram com duração acima da linha de corte e, pelo comportamento dos sinais, possivelmente trata-se da formação de uma trinca ocasionada pela presença de hidrogênio. Após um período longo de 19 horas ocorreram os picos 2 e 3 com intensidades de 4,3 V (6,5

ms) e 7,69 V (14,13 ms) respectivamente indicando a propagação da trinca ou sinal de uma nova. Esse comportamento nos leva a crer que devido a proximidade dos picos 2 e 3 evoluírem em tempos muito próximos, em tese, estes são provenientes de uma mesma trinca e o primeiro pico deu origem a outra. Desta forma, uma análise final sobre os tipos de trincas geradas e associadas a estes sinais é visto na Fig.6.4.

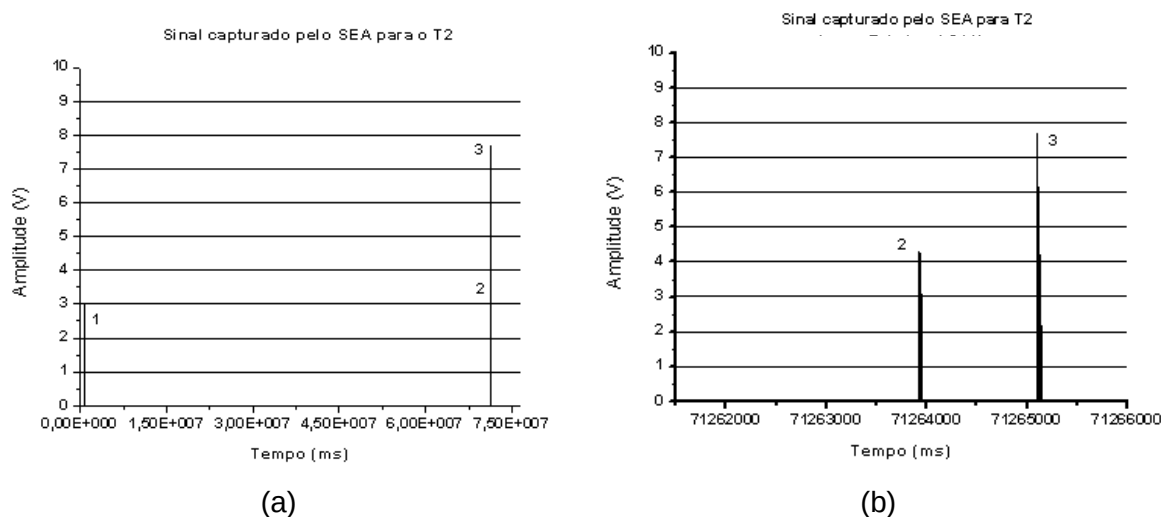


Figura 6.3 – (a) Sinal capturado pelo SEA para o T2; (b) Detalhe dos picos 2 e 3. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ e energia de soldagem de 1,061 kJ/mm

A Figura 6.4 mostra a seção do corpo de prova T2 após a realização de corte transversal mostrando a localização das trincas. Observa-se na Fig.6.4(a) que a trinca foi gerada na fronteira da RGGZTA/ZF devido provavelmente à presença de elevadas restrições, tempo de propagação da trinca, hidrogênio residual decorrente da soldagem e do fato do carbono equivalente do material se encontrar faixa de materiais susceptíveis. Esta trinca se propaga para o centro da ZF sem, no entanto, se estender até a superfície. Na Figura 6.5(b) observa-se que a trinca se localiza na fronteira da RGGZTA/ZF não tendo se deslocado para a ZF. Esta trinca deve-se, possivelmente aos mesmos fatores descritos anteriormente.

Desta forma, por hipótese, pode-se afirmar que possivelmente o primeiro pico mostrado na Fig.6.3 refere-se a trinca mostrada na Fig.6.4(b) e a Fig.6.4(a) corresponde aos picos 2 e 3. Após a análise dos sinais apresentados pelo SEA pode-se concluir sobre sua funcionalidade na detecção do instante de formação e propagação de uma trinca de hidrogênio no ensaio Tekken.

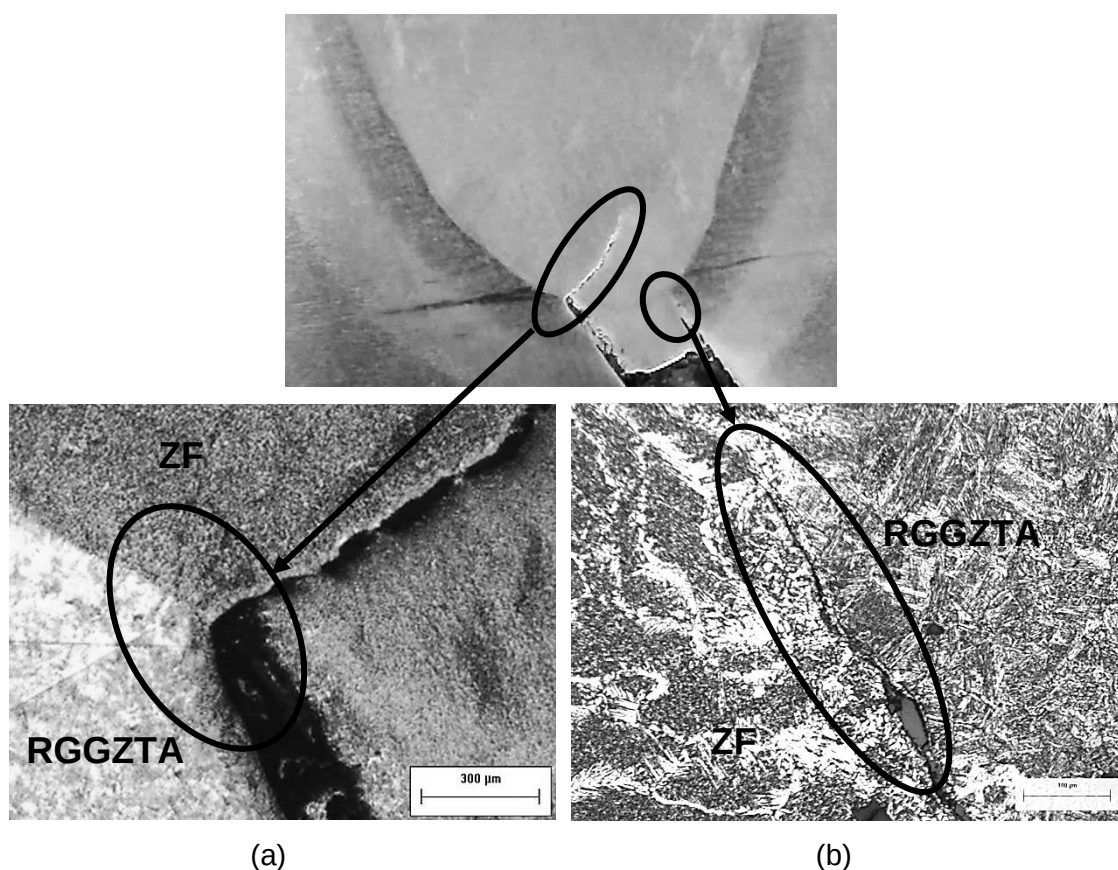


Figura 6.4 – Detalhe do T2. (a) macrografia mostrando detalhe da trinca (50X); (b) detalhe da trinca na RGGZTA/ZTA (200X)

No Tekken T3 (com gás de proteção contendo hidrogênio), depois de transcorridos 7,12 minutos do início do ensaio o SEA apresentou um sinal de amplitude 1,38 V e duração de 2,5 ms. Neste instante o corpo de prova se encontrava a 69 °C. Para esse ensaio foram registrados 5 picos.

Na evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 427334,5 ms a 444377,5 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 6.5, é possível verificar os picos sendo que o primeiro pico ocorreu em 427334,5 ms, atingiu uma amplitude de 1,38 V e teve duração de 2,5 ms indicando se tratar do início de formação da trinca de hidrogênio. O segundo pico (2) ocorrido aos 427510,5 ms (0,69V), duração de 1,92 ms, o terceiro pico (3) aos 4304221 (2,07V) com duração de 4,85 ms; o quarto pico (4) aos 442798 (1,32V) e 2,0 ms podem ser entendidos como propagação e o quinto pico (5) aos 444377,7 ms (2,71V) e pode ser entendido como o instante final da propagação da trinca de hidrogênio.

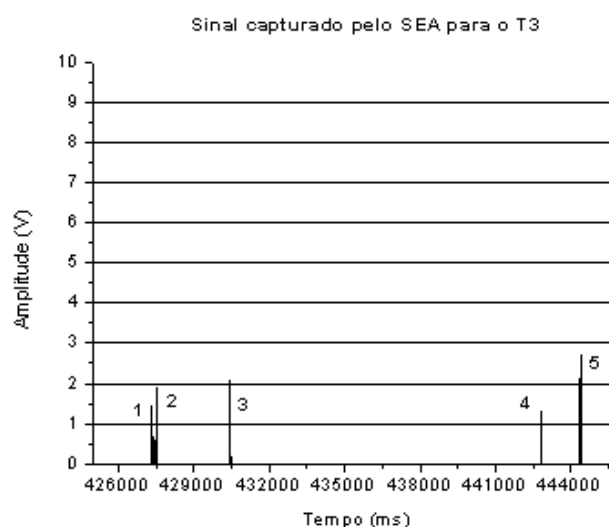


Figura 6.5 – Sinal capturado pelo SEA para o T3. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ + 3%H₂ e energia de soldagem de 1,061 Kj/mm

Com o comportamento dos sinais mostrados pelo SEA e por hipótese, pode-se afirmar que o T3 apresenta comportamento que se assemelha a de uma trinca de hidrogênio, visto que a geração e propagação da trinca estão a uma temperatura dentro da faixa de ocorrência da trinca de hidrogênio (200 °C a -100 °C). As condições para que esta ocorra se faz presente com a elevada restrição (esta devido a presença do entalhe), presença de hidrogênio (oriundo do gás utilizado) e microestrutura susceptível. Os valores de carbono equivalente para este tipo de aço se encontram próximos dos limites superiores como pode ser visto na Tab.3.1, e mesmo estando dentro da faixa aceitável, o coloca numa faixa de suscetibilidade a trinca de hidrogênio, podendo ou não ocorrer a trinca conforme surjam os fatores citados anteriormente. De acordo com o que mostra a Fig.6.6 a trinca ocorreu na região da RGGZTA/ZF, região de alta concentração de tensão e se propaga até a superfície do cordão, demonstrando tratar-se de uma trinca de hidrogênio.

O fato dos sinais apresentarem baixas amplitudes pode estar relacionado a vários fatores tais como: a direção de propagação da trinca ser diferente do alinhamento do sensor, a rugosidade da peça na interface entre sensor/peça contribuir para uma maior dificuldade de propagação e captação do sinal pelo SEA até mesmo devido a forma como foi colocado o sensor na peça influenciando a qualidade do acoplamento e consequentemente prejudicando a aquisição do sinal.

Além de todos estes fatores, o acoplante colocado entre a peça e o sensor pode, devido a temperatura, ter fundido e desta forma deixado a região da interface sensor/peça ou até mesmo dificultado a captura do sinal. Este foi um comportamento comum em todos os sinais capturados pelo SEA.

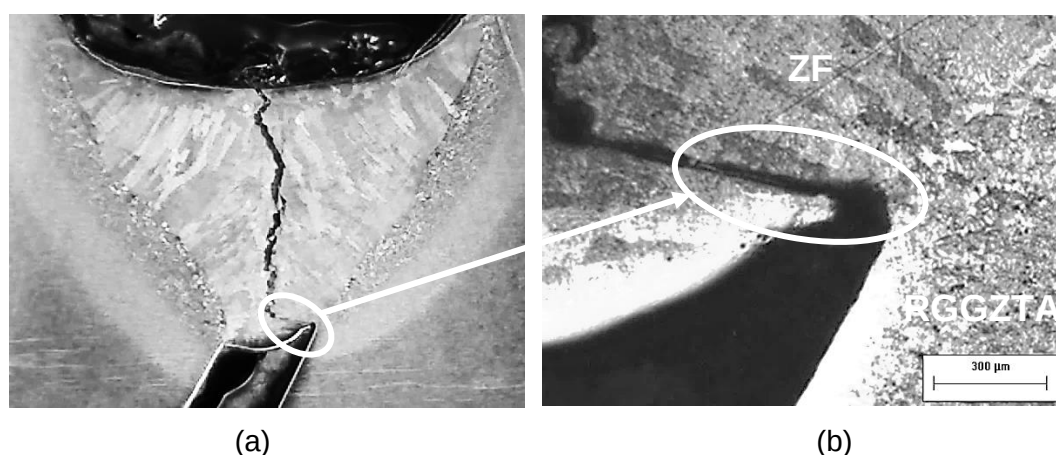


Figura 6.6 – Detalhe do T3. (a) Macrografia mostrando detalhe da trinca (37,5X); (b) Detalhe da trinca de hidrogênio no entalhe na RGGZTA/ZF (100X)

O T4 (gás de proteção sem hidrogênio) apresentou sinal no SEA depois de transcorridos 1,6 minutos do início do ensaio. O CP se encontrava a uma temperatura de 120 °C. Para esse ensaio foram registrados 2 picos. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 98226 ms a 101588,5 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 6.7, é possível verificar que o primeiro pico ocorreu em 98226 ms, atingiu uma amplitude de 3,1 V e teve duração de 28 ms indicando se tratar do início de formação da trinca. O segundo pico (2) ocorreu aos 101588,5 ms (4,01V) com duração de 46 ms indicando a propagação final da trinca.

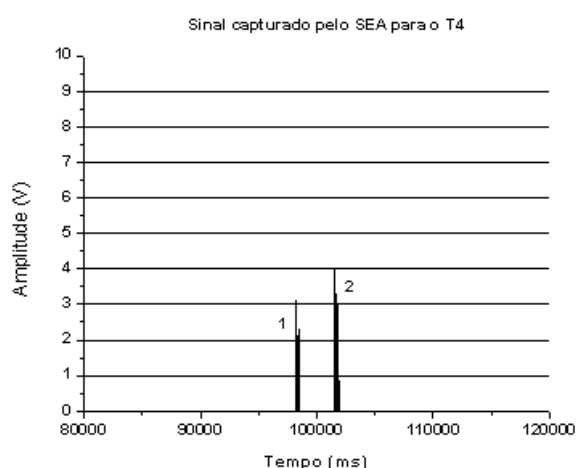


Figura 6.7 – Sinal capturado pelo SEA para o T4. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ + 3%H₂ e energia de soldagem de 1,061 Kj/mm

Pelos sinais mostrados no SEA e de acordo com o que é mostrado na Fig.6.7 pode-se afirmar que o T4 apresenta comportamento que se assemelha a de uma trinca de hidrogênio, visto que a mesma foi nucleada na raiz da solda, isto devido ao fato de não ter havido proteção

da raiz (gás de purga), e sua geração e propagação estão a uma temperatura dentro da faixa de ocorrência da trinca de hidrogênio (200 °C a -100 °C). As condições para que esta ocorra se faz presente como já descrito anteriormente.

Da mesma forma como ocorrido com o Tekken T3, a Fig.6.8 mostra que a trinca no T4 ocorreu na região da GGZTA/ZF, região de alta concentração de tensão e se propaga até a superfície do cordão, demonstrando tratar-se de uma trinca de hidrogênio.

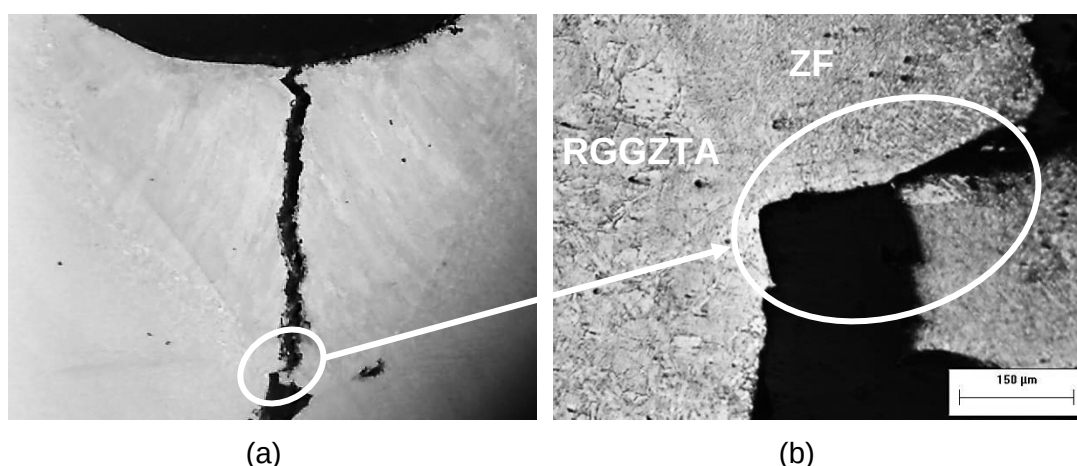


Figura 6.8 – Detalhe do T4. (a) macrografia mostrando detalhe da trinca (37,5X); (b) detalhe da trinca de hidrogênio no entalhe na RGGZTA (75X)

O ensaio T6 (gás de proteção sem hidrogênio) apresentou sinal no SEA depois de transcorrido 2,7 minutos do início do ensaio. O CP se encontrava a 93 °C. Para este ensaio foram registrados 3 picos. Na evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 161824,5 ms a 256164,5 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 6.9, é possível verificar os picos sendo que o primeiro pico ocorreu em 161824,5 ms, atingiu uma amplitude de 2,9 V e teve duração de 8,36 ms indicando se tratar do início de formação da trinca de hidrogênio. O segundo pico (2) ocorreu aos 206987,5 ms (3,19V), duração de 4,0 ms indicando a propagação da trinca, o terceiro pico (3) aos 256164,5 (3,24V) com duração de 5,1 ms; como descrito anteriormente, pode ser entendido como a propagação final da trinca de hidrogênio.

Desta forma observa-se na Fig.6.10 que os sinais mostrados na Fig.6.9 referem-se a uma trinca de hidrogênio e os motivos para as baixas amplitudes foram descritas no T3.

O Tekken T7 (gás de proteção com Hidrogênio) foi soldado com arame tubular e energia de soldagem 1,511 Kj/mm. Assim como os anteriores, neste ensaio foram registrados pelo SEA dois picos de tensão depois de transcorridos 7,9 minutos do início do ensaio. A temperatura observada nesse momento no CP era de 65 °C. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 478557,5 ms a 526496,0 ms do início do ensaio e

identificados na tela do programa mostrados na Fig. 6.11, é possível se verificar que o primeiro pico ocorreu em 478557,5 ms, atingiu uma amplitude de 2,63V e teve duração de 4,74 ms indicando se tratar do início de formação da trinca. O segundo pico ocorrido aos 526496,0 ms (3,28V) com duração de 6,18 ms indicando a propagação final da trinca provavelmente gerada pelo hidrogênio residual imposto na junta pelo gás de proteção.

Observa-se na Fig.6.12 que os sinais referentes a trinca de hidrogênio e os motivos para as baixas amplitudes foram descritas no T3. A Figura 6.13 mostra a trinca na superfície do cordão de solda.

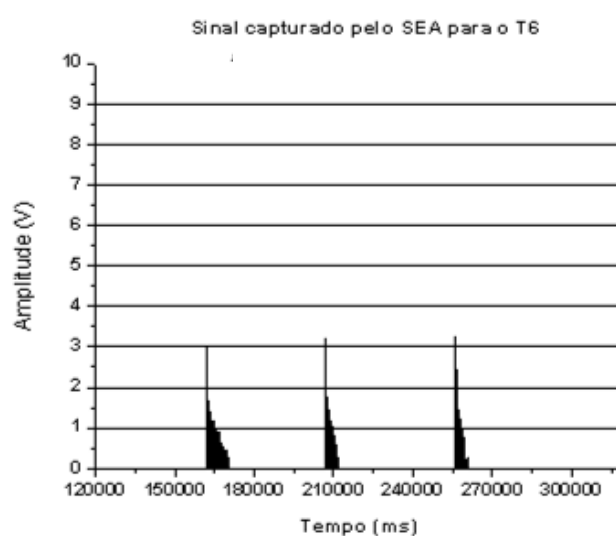


Figura 6.9 – Sinal capturado pelo SEA para o T6. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ e energia de soldagem de 1,511 Kj/mm

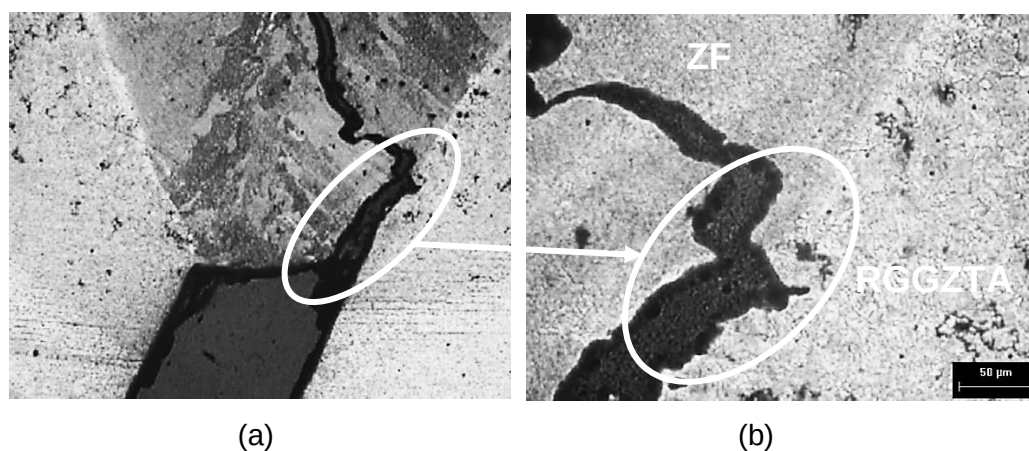


Figura 6.10 – Detalhe do T6. (a) macrografia mostrando detalhe da trinca (37,5X); (b) detalhe da trinca na RGGZTA (150X)

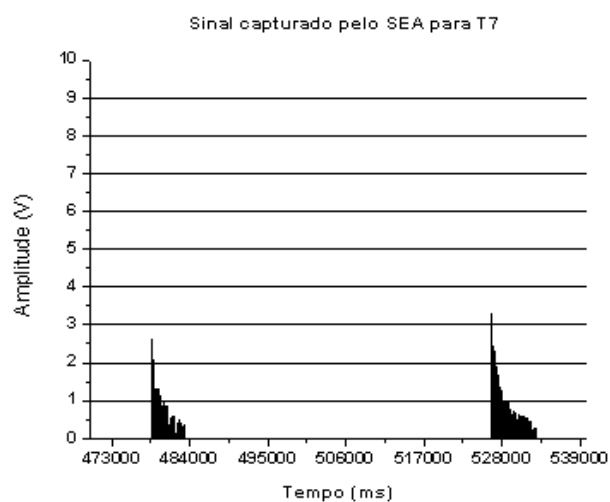


Figura 6.11 – Sinal capturado pelo SEA para o T7. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ + H₂ e energia de soldagem de 1,511 Kj/mm

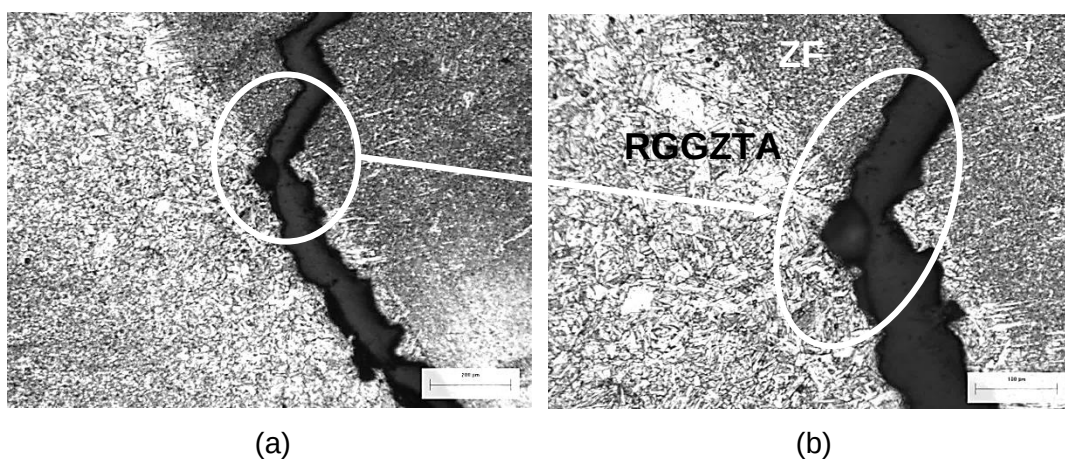


Figura 6.12 – (a) Detalhe do T7. Trinca na RGGZTA se propagando para a ZF (75X); (b) Detalhe da mesma trinca na RGGZTA (150X)



Figura 6.13 – Detalhe da trinca de hidrogênio na ZF do T7 (37,5X)

O ensaio Tekken T8 apresentou sinal no SEA depois de transcorridos 7,5 minutos do início do ensaio. O CP se encontrava a uma temperatura de 67°C. Para esse ensaio foi registrado 1 pico. Analisando a evolução do sinal capturado pelo SEA durante o período de 446988,0 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig.6.14, é possível se verificar que o pico ocorreu em 446988 ms, atingiu uma amplitude de 3,37 V e teve duração de 15 ms indicando se tratar da propagação da trinca

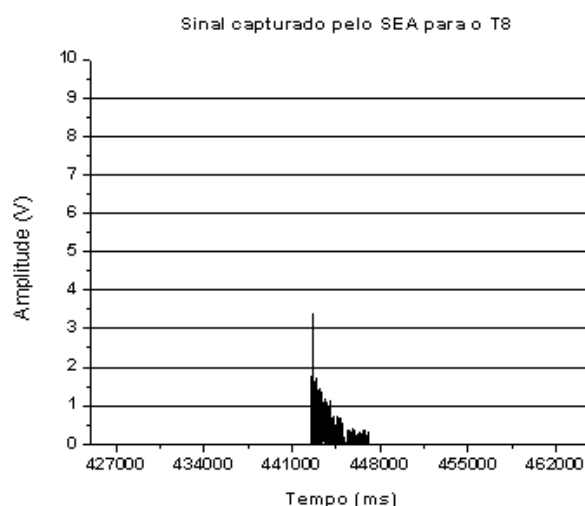


Figura 6.14 – Sinal capturado pelo SEA para o T8. Arame tubular com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ + H₂ e energia de soldagem de 1,511 Kj/mm

Pode-se afirmar ainda que o T8 (gás de proteção com Hidrogênio) apresenta comportamento que se assemelha a de uma trinca de hidrogênio, como descrito para o T4. De acordo com o que mostra a Fig.6.15 a trinca ocorreu na região da RGGZTA/ZF, região de alta concentração de tensão e se propaga até a superfície do cordão.

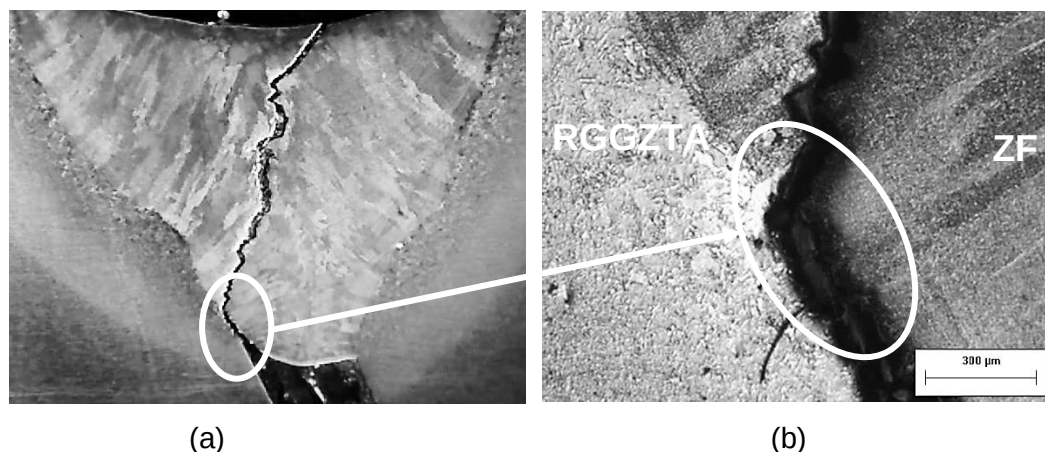


Figura 6.15 – (a) Detalhe do T8. Trinca na RGGZTA se propagando para a ZF (37,5X); (b) Detalhe da mesma trinca na RGGZTA (75X)

O Tekken T9 (gás de proteção sem Hidrogênio) foi soldado pelo processo MIG/MAG e energia de soldagem 1,022 Kj/mm. Assim como no ensaio anterior, T8, neste ensaio foi registrado pelo SEA um pico de tensão de 5,89V depois de transcorridos 5 horas do início do ensaio. A temperatura observada nesse momento no CP era ambiente. Analisando a evolução do sinal capturado pelo SEA e mostrado na Fig.6.16, é possível se verificar que este pico ocorreu em 19853570 ms, atingiu uma amplitude de 5,89V e teve duração de 10 ms indicando se tratar da formação e propagação da trinca. A Figura 6.17 mostra a seção do corpo de prova após a realização de corte transversal mostrando o local da trinca (RGGZTA). Esta trinca foi gerada provavelmente pelo hidrogênio residual imposto na junta no momento da soldagem e pelos mesmos motivos descritos no T8.

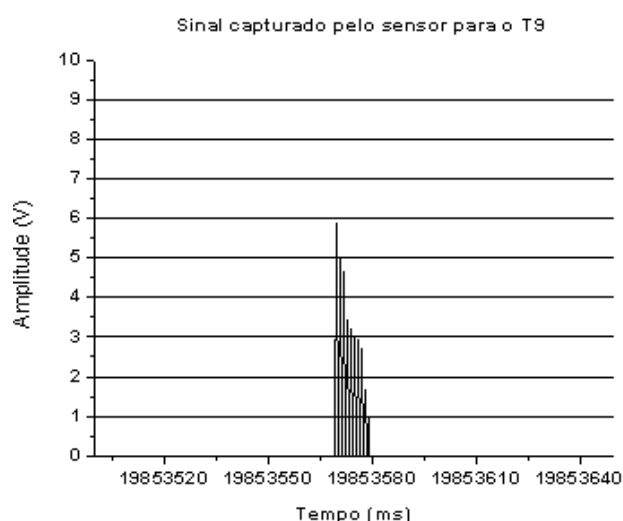


Figura 6.16 – Sinal capturado pelo SEA para o T9. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ e energia de soldagem de 1,022 Kj/mm

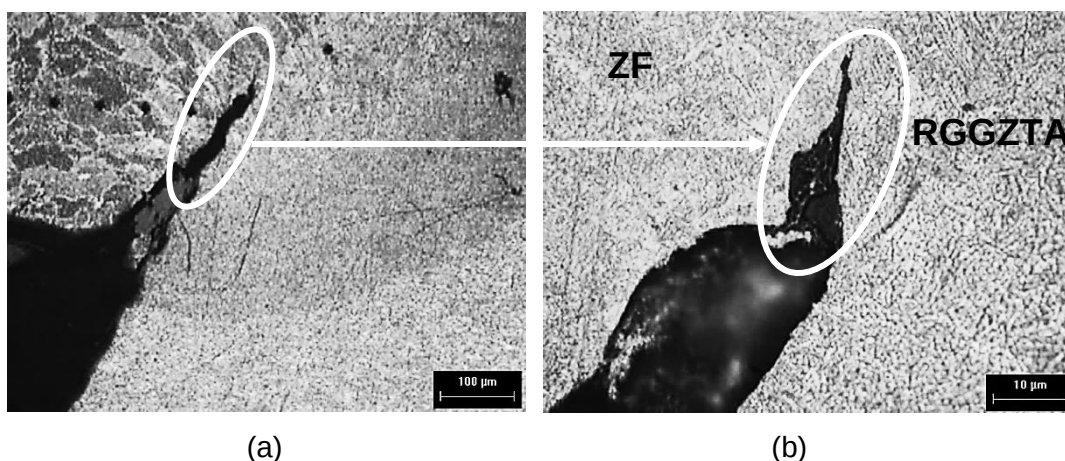


Figura 6.17 – Detalhe do T9. (a) Trinca na RGGZTA tendendo a se propagar na direção da ZF (100X); (b) Detalhe da mesma trinca na RGGZTA (150X)

O T10 (gás de proteção sem Hidrogênio) apresentou sinal no SEA depois de transcorrido 3,85 horas do início do ensaio. O CP se encontrava na temperatura ambiente. Para esse ensaio foram registrados 2 picos. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 13866101 ms a 13866127 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 6.18, é possível se verificar que o primeiro pico ocorreu em 13866101 ms, atingiu uma amplitude de 6,46 V e teve duração de 22,5 ms indicando se tratar do início de formação da trinca. O segundo pico (2) ocorrido aos 13866127 ms (4,0V) com duração de 15 ms indicando a propagação final da trinca de hidrogênio.

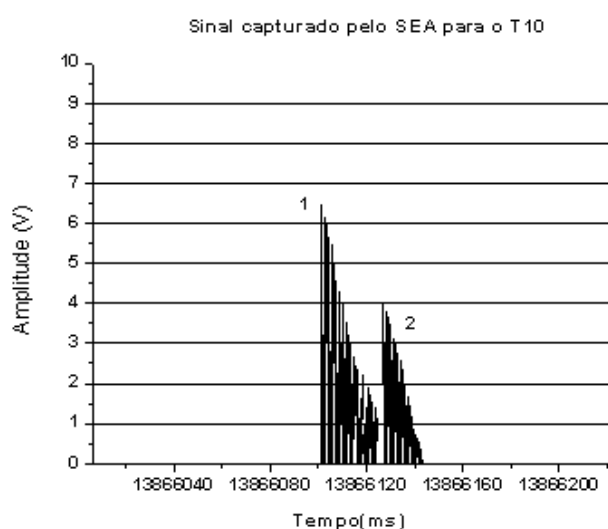


Figura 6.18 – Sinal capturado pelo SEA para o T10. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ e energia de soldagem de 1,022 Kj/mm

Estes sinais estão muito próximos, quase se confundindo, demonstrando a rapidez da ocorrência do fenômeno. Sua menor propagação se deu devido, provavelmente, ao baixo teor de hidrogênio gerado durante a soldagem, visto que o mesmo foi soldado sem hidrogênio na composição do gás de proteção e ao alívio das tensões.

Com o comportamento dos sinais mostrados pelo SEA possivelmente trata-se de trinca gerada pelo hidrogênio, principalmente devido à presença de todos os fatores necessários a sua ocorrência como descrito para o T8.

De acordo com o que mostra a Fig.6.19(a) a trinca ocorreu na RGGZTA, região de alta concentração de tensão e também uma região desprotegida pela soldagem, pois esta fica em contato direto com o ar ambiente e com possibilidade de entrada do hidrogênio. A Figura 6.19(b) mostra uma região decorrente da falta de fusão e onde não se identificou a presença de trinca.

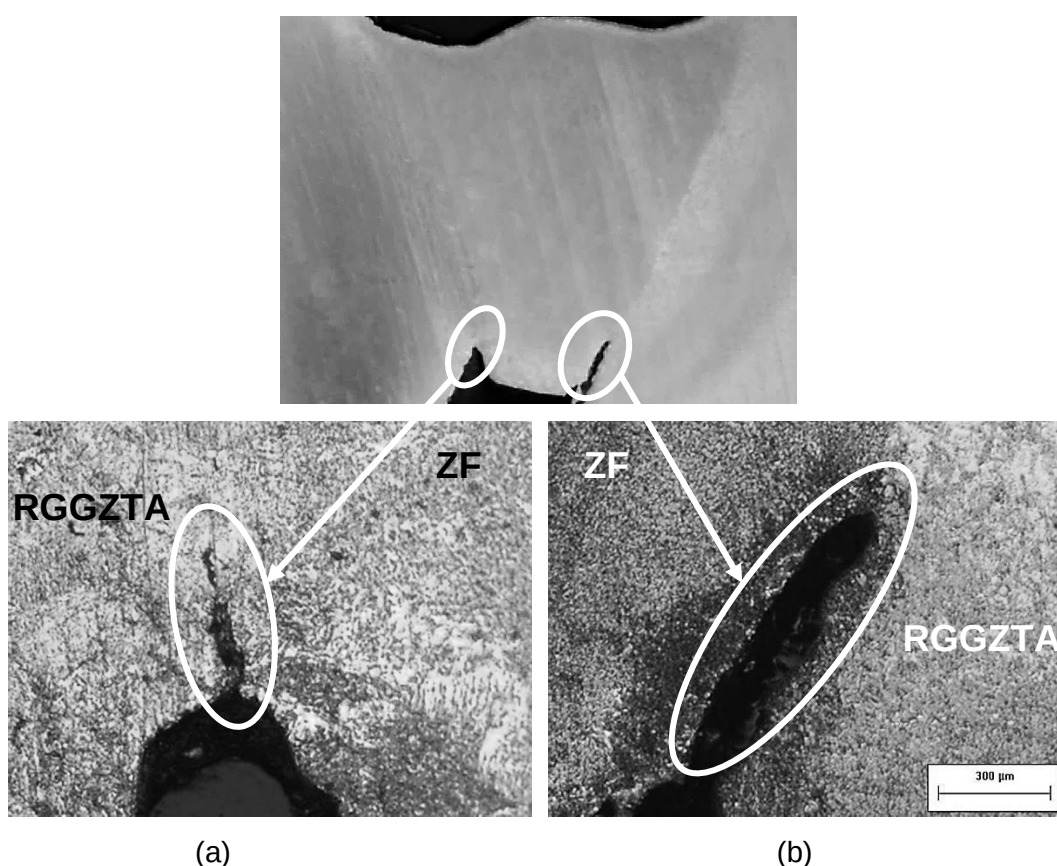


Figura 6.19 – Detalhe do T10. (a) Detalhe da trinca na RGGZTA (150X); (b) Região mostrando falta de fusão (75X)

O T11 (gás de proteção com Hidrogênio) apresentou sinal no SEA depois de transcorrido 11,46 horas do início do ensaio. O CP se encontrava na temperatura ambiente. Para esse ensaio foram registrados 2 picos. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 41263900 ms a 41264100 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 6.20, é possível se verificar que o primeiro pico ocorreu em 41263900 ms, atingiu uma amplitude de 4,3 V e teve duração de 11,5 ms indicando se tratar do início de formação da trinca. O segundo pico (2) ocorreu aos 41264100 ms (7,81V) com duração de 15,5 ms indicando a propagação final da trinca de hidrogênio.

Assim como ocorreu com o T10 estes sinais ocorreram em intervalo de tempo bastante curto, demonstrando a rapidez da ocorrência do fenômeno e sua menor propagação se deu devido, provavelmente, ao alívio da tensão, visto que o mesmo foi soldado com hidrogênio na composição do gás de proteção. Com o comportamento dos sinais mostrados pelo SEA possivelmente trata-se de trinca gerada pelo hidrogênio, principalmente devido à presença de todos os fatores necessários a sua ocorrência como já descritos para os corpos de prova anteriores. De acordo com o que mostra a Fig.6.21(a) a trinca ocorreu na ZF, decorrente,

provavelmente da alta concentração de tensão na zona de ligação. A Figura 6.21(b) mostra a mesma região ampliada e confirmando a presença da trinca na ZF.

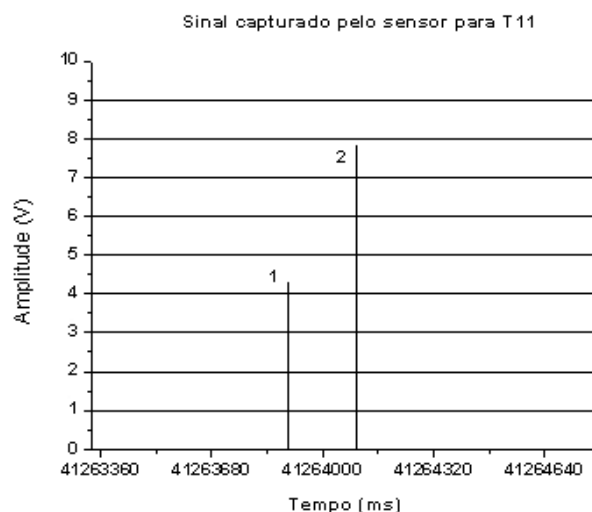


Figura 6.20 – Sinal capturado pelo SEA para o T11. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ + 3%H₂ e energia de soldagem de 1,022 Kj/mm

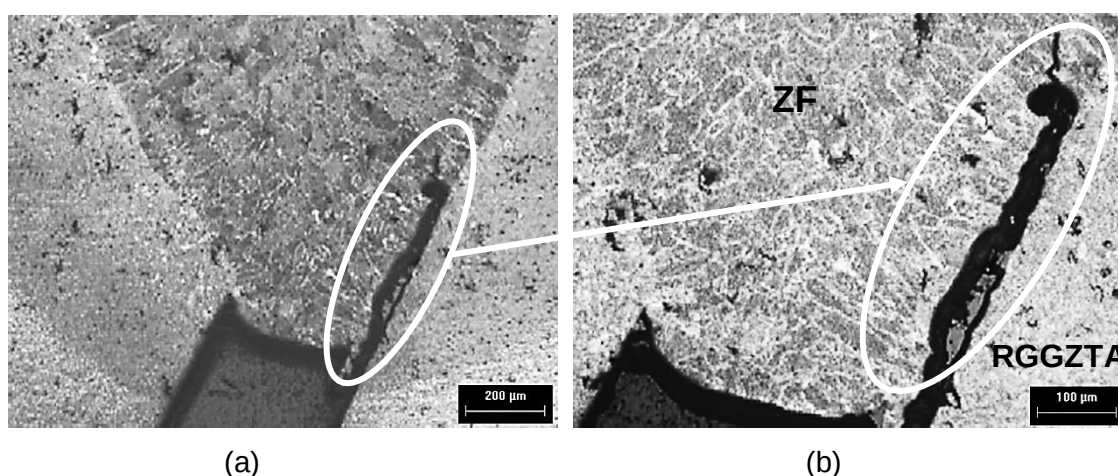


Figura 6.21 – Detalhe do T11. (a) Trinca se propagando na ZF (37,5X); (b) Detalhe da mesma trinca na ZF (75X)

O Tekken T12 (gás de proteção com Hidrogênio) foi soldado com arame maciço (processo MIG/MAG) e energia de soldagem 1,022 kJ/mm. Assim como os anteriores, neste ensaio foram registrados pelo SEA dois picos de tensão depois de transcorridos 1,8 minutos do início do ensaio. A temperatura observada nesse momento no CP era de 120 °C. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 107096,5 ms a 107208,5 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 6.22, é possível se verificar que o primeiro pico ocorreu em 107096,5 ms, atingiu uma amplitude de

4,69 V e teve duração de 7,5 ms indicando se tratar do início de formação da trinca. O segundo pico ocorrido aos 107208,5 ms (4,94 V) com duração de 6,18 ms indicando a propagação final da trinca provavelmente gerada pelo hidrogênio residual imposto na junta pelo gás de proteção.

Na análise da amostra retirada do T12 verifica-se o comportamento do ponto de geração e a propagação da trinca. Neste CP os sinais capturados foram obtidos após colocação do sensor na chapa e sua propagação se dá possivelmente devido a elevada restrição (tensão provocada pelo chanfro em Y oblíquo), presença de hidrogênio (oriundo do gás utilizado) e microestrutura susceptível. Estes sinais ocorreram bem próximos um do outro demonstrando que os dois picos estão relacionados à trinca gerada na zona fundida.

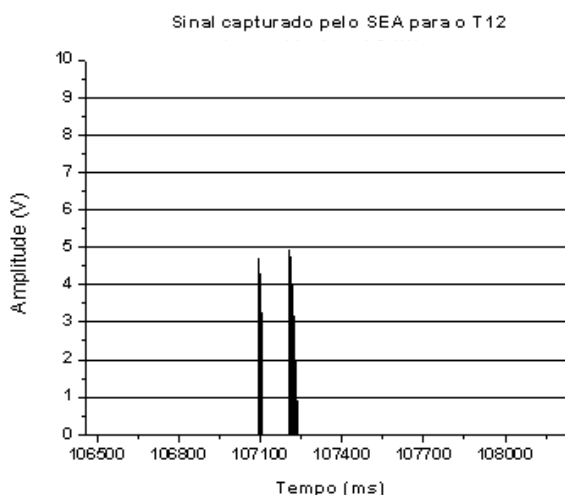


Figura 6.22 – Sinal capturado pelo SEA para o T12. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ + 3%H₂ e energia de soldagem de 1,022 Kj/mm

Na Figura 6.23 podem ser visto que a trinca no I12 ocorreu na ZF a partir da raiz do cordão de solda, região de alta concentração de tensão e também uma região desprotegida pela soldagem, pois esta fica em contato direto com o ar ambiente e com possibilidade de entrada do hidrogênio. Esta trinca se propaga até a superfície do cordão, e o outro detalhe mostrado na mesma figura trata-se simplesmente de falta de fusão lateral entre a ZF e o MB decorrente de problemas na soldagem o que comprova que os sinais obtidos pelo SEA referem-se ao trincamento ocorrido na ZF.

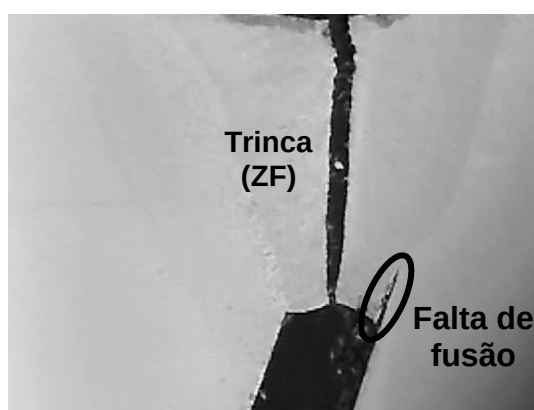


Figura 6.23 – Detalhe do T12. Trinca na ZF e detalhe da falta de fusão entre a ZF/MB (37,5X)

O Tekken T15 (gás de proteção com Hidrogênio) foi soldado com arame maciço e energia de soldagem 1,511 kJ/mm e adição de hidrogênio no gás de proteção. Neste ensaio foi registrado apenas um pico de tensão pelo SEA depois de transcorrido 5 minutos do início do ensaio. A temperatura observada nesse momento no CP era 75 °C. Analisando a evolução do sinal capturado pelo SEA e mostrado na Fig.6.24, é possível se verificar que este pico ocorreu em 302925,5 ms, atingiu uma amplitude de 3,1 V e teve duração de 5,5 ms indicando se tratar da formação e propagação da trinca.

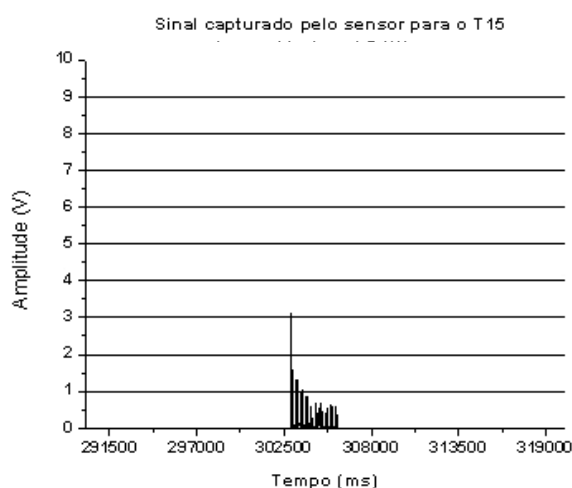


Figura 6.24 – Sinal capturado pelo SEA para o T15. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ + 3%H₂ e energia de soldagem de 1,511 kJ/mm

A Figura 6.25 mostra a seção do corpo de prova I5 após a realização de corte transversal mostrando o local da trinca (RGGZTA). Esta trinca foi gerada provavelmente pelo hidrogênio residual imposto na junta no momento da soldagem e pelos mesmos motivos já descritos.

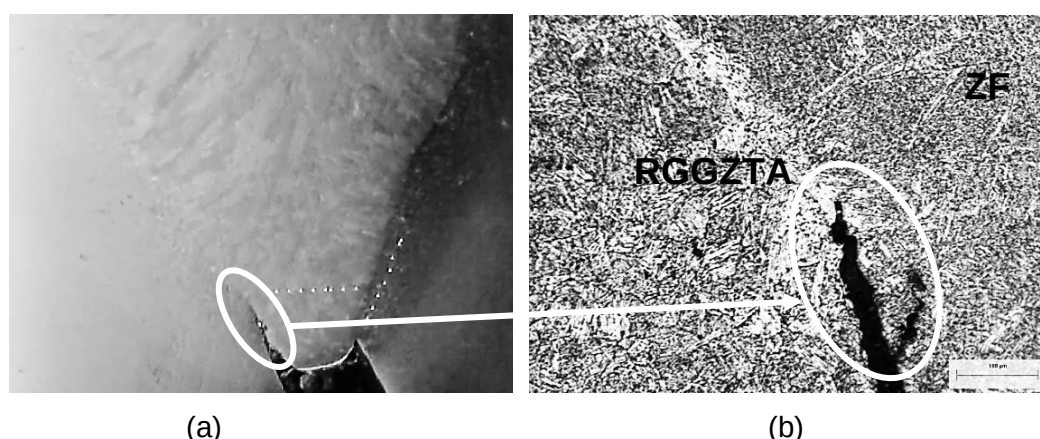


Figura 6.25 – Detalhe do T15. (a) Detalhe da trinca na RGGZTA (37,5X); (b) detalhe da mesma trinca na RGGZTA (150X)

O T16 (gás de proteção com Hidrogênio) apresentou sinal no SEA depois de transcorrido 4,27 minutos do início do ensaio. O CP se encontrava na temperatura de 80 °C. Para esse ensaio foram registrados 2 picos. Analisando a evolução dos sinais capturados pelo SEA durante o período de 256310 ms a 275001 ms do início do ensaio e identificados na tela do programa mostrados na Fig. 6.26. O primeiro pico ocorreu em 256310 ms, atingiu uma amplitude de 2,45 V e teve duração de 4,3 ms indicando se tratar do início de formação da trinca. O segundo pico ocorreu aos 275001 ms (2,25 V) com duração de 4,0 ms indicando a propagação final da trinca de hidrogênio. Estes sinais demonstram a rapidez da ocorrência do fenômeno e sua menor propagação se deu devido, provavelmente, ao alívio da tensão, visto que o mesmo foi soldado com hidrogênio na composição do gás de proteção assim como ocorreu com os corpos de prova descritos anteriormente que apresentaram esta mesma situação.

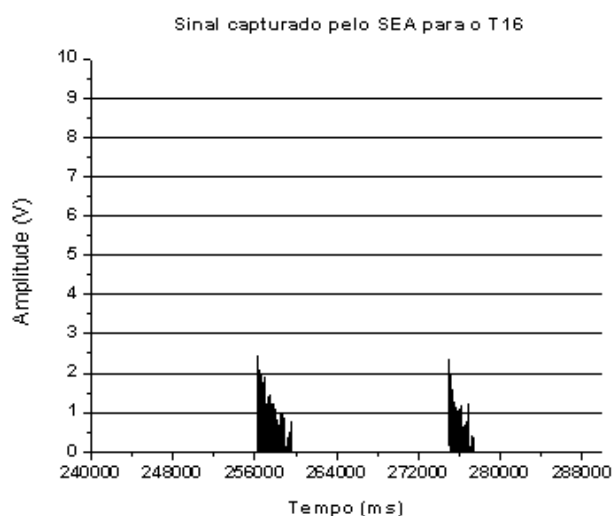


Figura 6.26 – Sinal capturado pelo SEA para o T16. Arame maciço com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ + 3%H₂ e energia de soldagem de 1,511 kJ/mm

Com o comportamento dos sinais mostrados pelo SEA possivelmente trata-se de trinca gerada pelo hidrogênio, principalmente devido à presença de todos os fatores necessários a sua ocorrência como já descrito. De acordo com o que mostra a Fig.6.27(a) a trinca ocorreu na região RGGZTA/ZF, decorrente, provavelmente da alta concentração de tensão na zona de ligação e se deslocou para a ZF. A Figura 6.27(b) mostra a mesma região ampliada e confirmando a presença da trinca de hidrogênio na ZF.

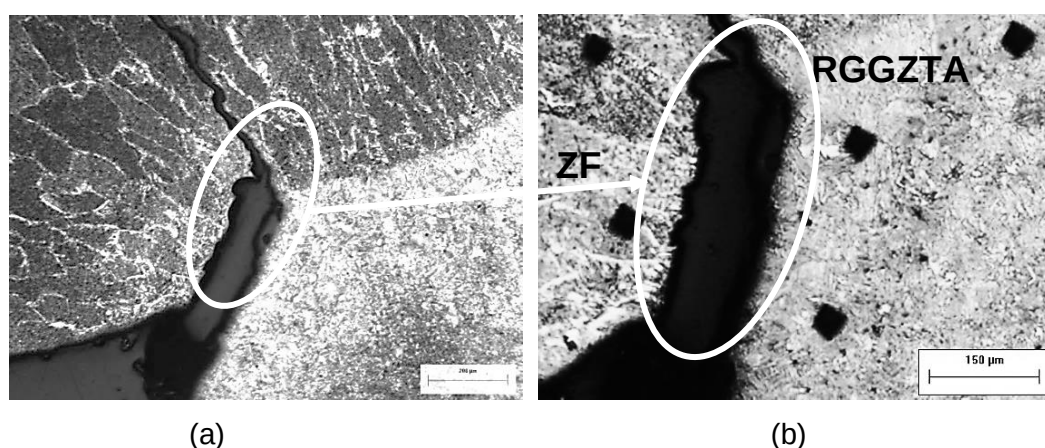


Figura 6.27 – (a) Detalhe do T16. Trinca na ZF (75X); (b) Detalhe da mesma trinca ampliado (150X)

6.4 Microestruturas

A caracterização da junta soldada foi feita em cada corpo de prova Tekken soldado nas condições preestabelecidas de energia de soldagem visto na Tab.6.2 e uso do arame tubular E110-MC e arame maciço ER 70S-6, ambos de diâmetro 1,2 mm, com proteção gasosa de Ar + 25%CO₂ com e sem adição de 3%H₂. Após análise das amostras definiu-se a microestrutura resultante nas regiões da zona fundida (ZF), zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) e metal de base (MB) do mesmo aço visto no item 3.1. Mesmo tendo sido utilizado igual material e mesmas condições de energia de soldagem impostas no ensaio Implante, foi feito uma avaliação da microestrutura da junta soldada visando identificar a constituição microestrutural das diferentes regiões ali presentes. A caracterização microestrutural da junta soldada foi realizada com referência na terminologia dos constituintes recomendada pelo IIW. Nas Figuras 6.28 e 6.29 são apresentadas as microestruturas das regiões da ZF e ZTA, nesta última região é avaliada a região de grão grosseiro da ZTA (RGGZTA). A microscopia ótica foi empregada para identificar e classificar a microestrutura qualitativamente na junta soldada.

Como o MB foi o mesmo empregado nos ensaios Implante as conclusões quanto sua microestrutura são as mesmas descritas no item 5.3, do capítulo V, para este material.

A Figura 6.29 mostra a microestrutura da ZF onde pode ser visto que todas as micrografias mostram tipicamente um arranjo contendo ferrita com a segunda fase alinhada (FS(A)), ferrita acicular (AF), ferrita de contorno de grãos (PF (G)) e ferrita acicular (AF). As comparações entre as microestruturas típicas produzidas sob condição de proteção com e sem adição de hidrogênio apresentam os mesmos constituintes concordando com as análises realizadas no item 5.3 do capítulo V.

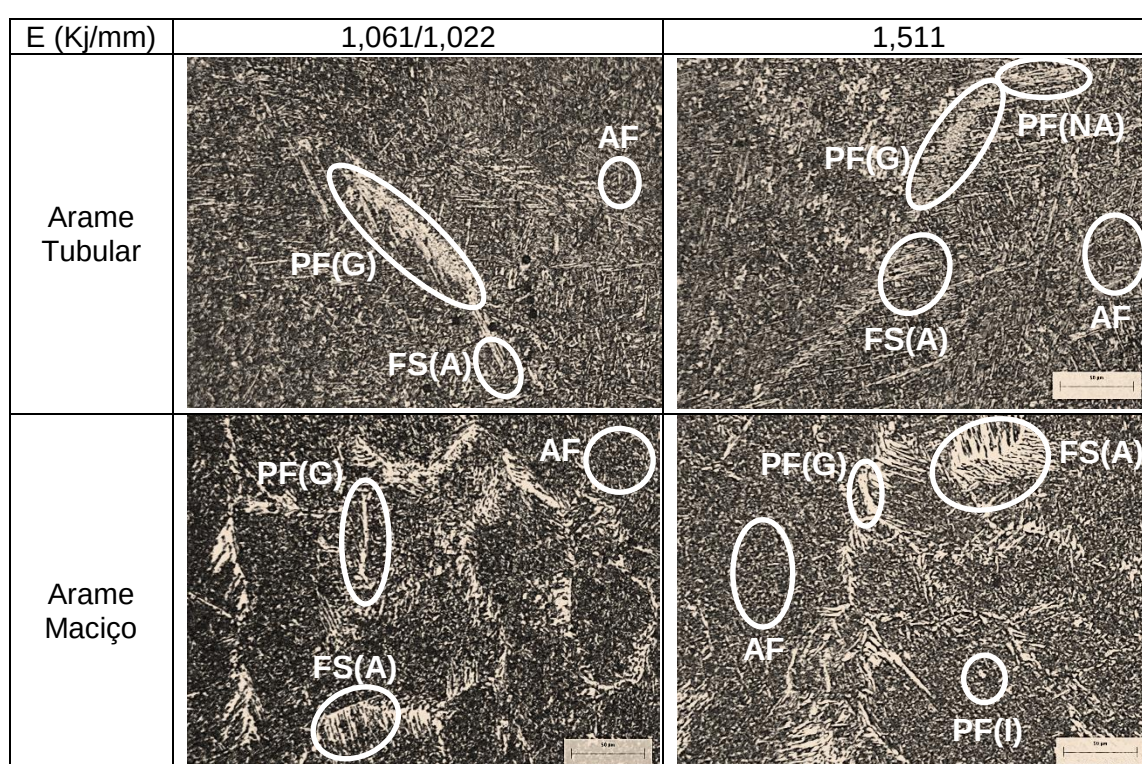


Figura 6.28 – Micrografia da ZF. Ampliações: Arame tubular 200X. Arame Maciço 200X. Ataque Nital 2%

Na Figura 6.29 são apresentadas as microestruturas da RGGZTA. Pelo que pode ser observado nas microscopias óticas apresentadas na Fig.6.28, as RGGZTA dos dois arames utilizados, são bastante semelhantes concordando com a apresentada no capítulo V. Portanto, as mesmas conclusões dadas anteriormente são válidas para este ensaio.

Segundo Ventrela, Alcantara e Evans (1996) a FS(A) é normalmente prejudicial à resistência por clivagem das juntas soldadas, o que facilita a propagação das trincas. Por outro lado, segundo Linert (1994), a PF (G) encontrada pode afetar negativamente a tenacidade da ZF e da ZTA. A PF (G), embora não seja inteiramente frágil, poderá facilitar a propagação da trinca sem ser um sítio de nucleação de hidrogênio. A presença da martensita

indica maior dureza na região. De modo geral pode-se afirmar que ZF se beneficiou da presença da AF e a ZTA de bainita em suas microestruturas, por outro lado, a presença de FS(A) e PF(G) podem facilitar a propagação de trincas na presença de altas tensões.

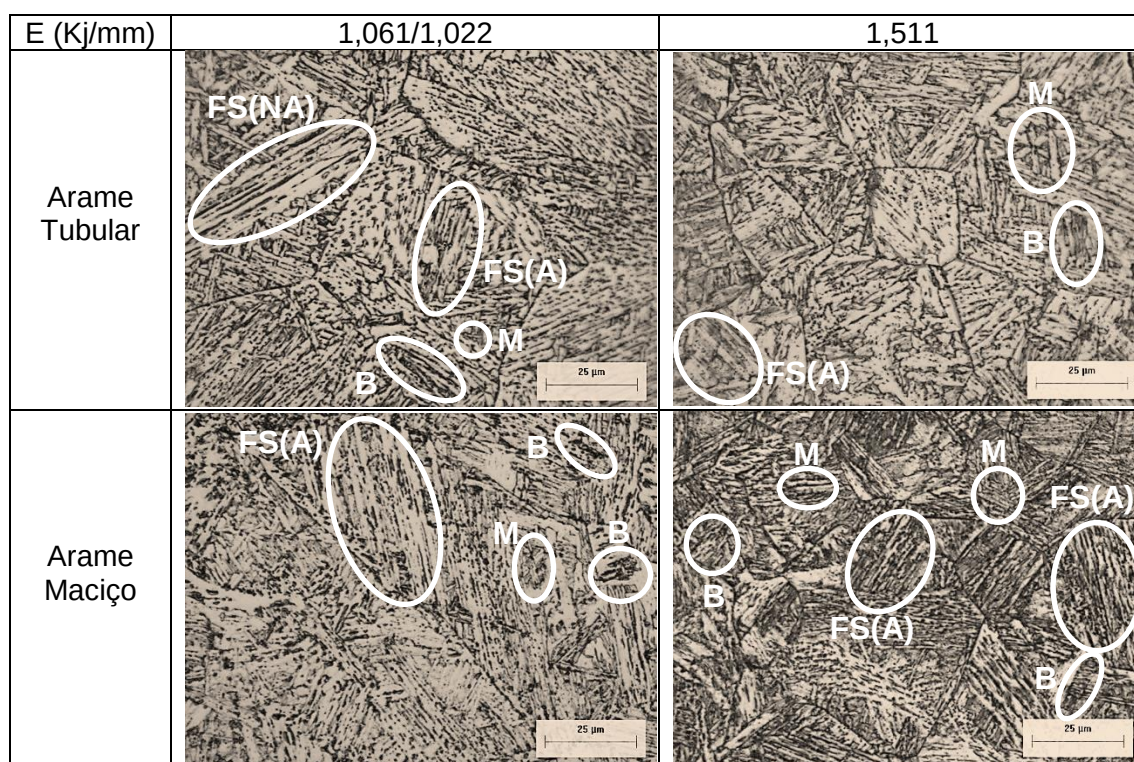


Figura 6.29 – Micrografia da RGGZTA. Ampliações: Arame tubular: 500X; Arame Maciço: 500X e 200X. Ataque Nital 2%

6.5 Microdurezas

As Figuras 6.30 e 6.31 mostram a tendência do comportamento da microdureza nas diferentes regiões da junta. Esta tendência mostra que a dureza da RGGZTA foi maior do que a dureza nas demais regiões concordando com o comportamento visto no capítulo V. As durezas na ZF e na RGGZTA foram menores que 350 Hv e no MB, na média, igual a 250 Hv. Esses resultados concordam com os apresentados nos ensaios Implantes.

Este comportamento foi comum em todos os corpos de prova ensaiados e consequentemente não se verificou uma relação significativa entre a presença de hidrogênio no gás de proteção com a dureza da junta soldada. Isto se deve ao fato de que o hidrogênio não mudou as fases presentes.

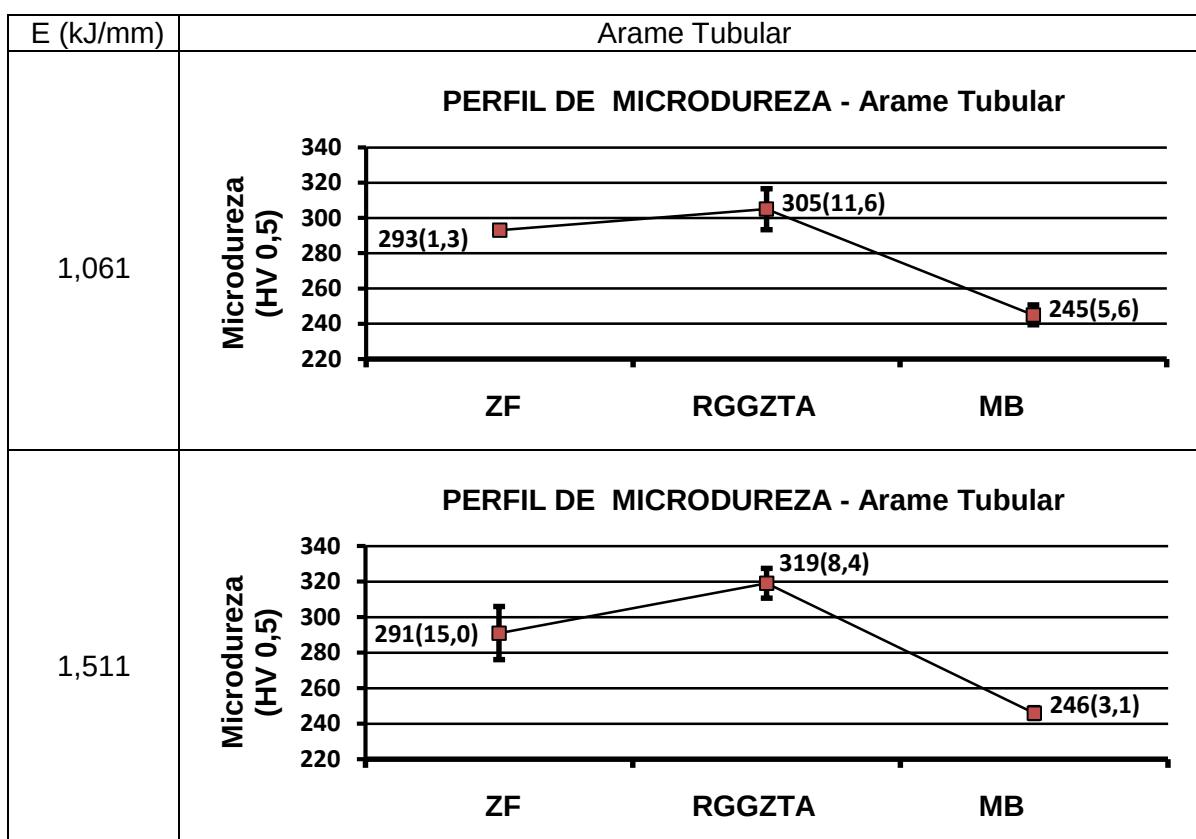


Figura 6.30 – Perfil de microdureza do ensaio Tekken com Arame Tubular

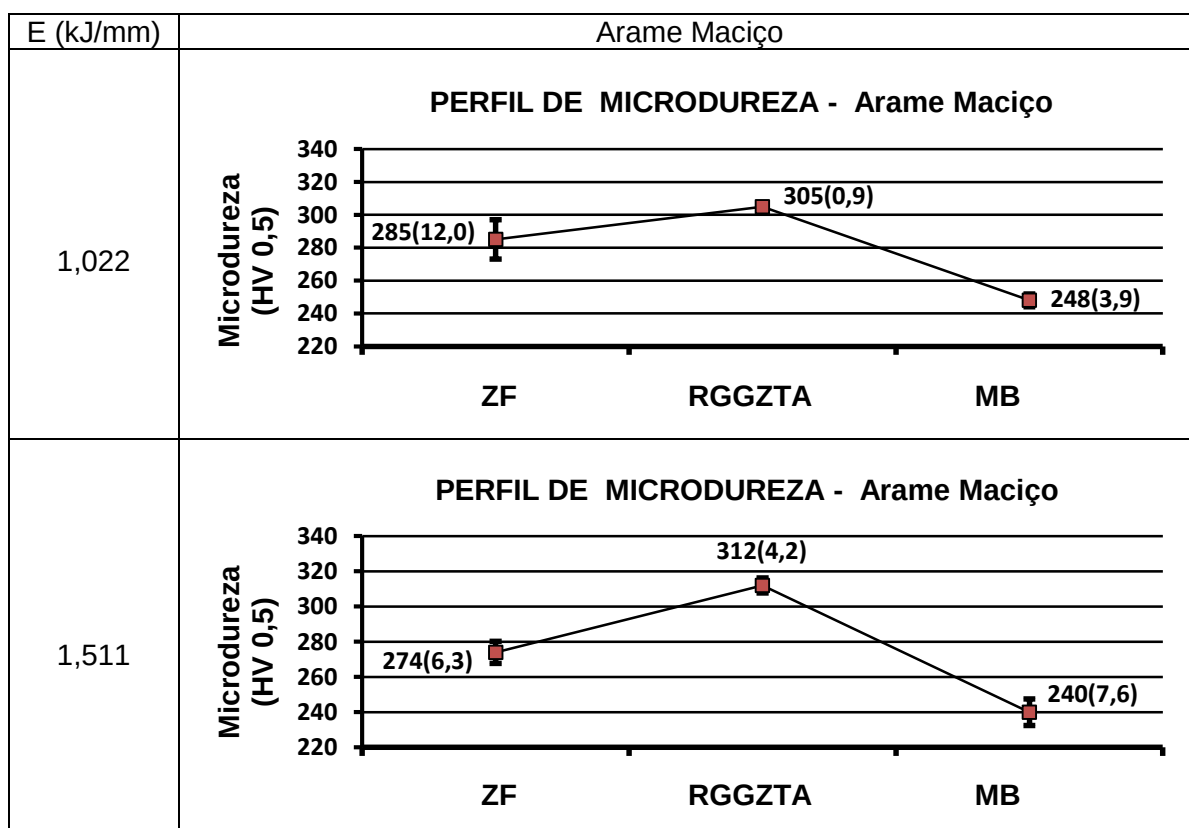


Figura 6.31 – Perfil de microdureza dos implantes soldados com arame maciço

6.6 Comentários sobre o ensaio Tekken

I. Sobre o material:

- A análise microestrutural do material mostrou-se semelhante ao apresentado na análise do ensaio implante. Destaca-se que a presença de martensita que associada a presença do entalhe (Y oblíquo) tornou esta região mais frágil aos esforços decorrentes da solidificação (resfriamento), facilitando o surgimento das trincas na RGGZTA e também na ZF.

- Os ensaios mostraram que o material é suscetível ao trincamento pelo hidrogênio, concordando com os resultados apresentados no ensaio Implante

II. Sobre a microdureza:

- Os ensaios mostraram que as microdurezas encontradas no ensaio Tekken concordam com as análises feitas no ensaio implante.

III. Sobre as tensões aplicadas no ensaio Tekken:

- Devido ao fato da tensão gerada no ensaio Tekken ser muito alta, a grande maioria dos corpos de prova apresentou trinca. Esta tensão é decorrente da presença do entalhe e da taxa de resfriamento da junta que, juntamente com a microestrutura resultante e presença de hidrogênio deram origem a estas trincas.

IV. Sobre o SEA:

- Após análise dos sinais apresentados pelo SEA pode-se concluir sobre sua funcionalidade na detecção do instante de formação e propagação de uma trinca de hidrogênio no ensaio Tekken.

V. Sobre as Trincas:

- A maioria das trincas se formou na RGGZTA (zona de ligação entre a RGGZTA/ZF), região de alta concentração de tensão, em um ponto de alta triaxialidade de tensões provocadas pelo entalhe decorrente do Y oblíquo e, em seguida, se propaga para a ZF, onde a trinca pode se estender ou não até a superfície do cordão.

- Houve trinca que se originou na raiz da solda e isto foi devido ao fato de não ter havido proteção (gás de purga) dessa região. Esta região é desprotegida pela soldagem, pois fica em contato direto com o ar ambiente e com a possibilidade de entrada de hidrogênio.

CAPÍTULO VII

CONCLUSÕES

O objetivo geral deste trabalho foi desenvolver um Sistema de Emissão Acústica (SEA) que auxiliasse na avaliação do instante de formação e propagação das trincas de hidrogênio de um material de alta resistência e baixa liga, utilizando dois tipos de ensaio de susceptibilidade: o Ensaio Implante e o Ensaio Tekken. A partir do objetivo proposto, a metodologia experimental usada, e dos resultados obtidos, pode-se concluir o seguinte:

- Os ensaios Implante e Tekken mostraram que o material utilizado neste trabalho apresenta susceptibilidade a trinca de hidrogênio;
- Em todos os ensaios realizados com gás de proteção com a presença de hidrogênio ocorreram trincas na ZTA (raiz do cordão), propagando-se para a zona fundida.
- Os ensaios mostraram também que alguns corpos de prova apresentaram trinca quando soldados com gás de proteção sem a presença de hidrogênio, tanto no ensaio Implante quanto no ensaio Tekken;
- Considerando as análises dos resultados obtidos nos ensaios preliminares e finais do implante se verifica que na soldagem com arame maciço (MIG/MAG) e tubular (FCAW-G) com gás de proteção sem a presença de hidrogênio, nenhum corpo de prova rompeu com carga de até 1410 kgf, entretanto, carga inferior a esta gerou trinca no corpo de prova demonstrando que o material é suscetível à trinca por hidrogênio com o teste Implante nas condições de soldagem impostas neste trabalho;
- Na presença de hidrogênio no gás de proteção e na soldagem com arame maciço nenhum corpo de prova rompeu com carga até 1116 kgf e na soldagem com arame tubular este valor chega a 1440 kgf. Portanto, estes valores se constituem como os valores crítico das cargas no qual os corpos de prova podem romper na presença de hidrogênio quando soldados nas condições previstas neste trabalho;
- A análise microestrutural do material mostrou que o MB é constituído basicamente de ferrita poligonal e bainita; a ZF de ferrita de contorno de grão (PF(G)), ferrita de segunda

fase alinhada (FS(A)) e ferrita acicular (AF) e a ZTA por bainita (B), FS(A), ferrita de segunda fase não alinhada (FS(NA)) e martensita (M);

- Os ensaios mostraram que a microdureza encontrada na RGGZTA foi maior que nas demais regiões sendo superior a 300 Hv e inferior a 350 Hv. No MB a dureza variou, mas não ultrapassou a média de 250 Hv e a ZF apresentou valores entre 250 Hv e 320 Hv;

- A variação de energia de soldagem não interferiu de forma significativa nos valores de microdurezas da região da solda (ZF e ZAC). Este fato foi associado a pequena variação no nível de energia de soldagem;

- A utilização da técnica de Emissão Acústica, associada aos testes Implante e Tekken, mostrou-se uma ferramenta adequada na monitoração da nucleação e propagação da trinca de hidrogênio;

- O SEA mostrou-se adequado no armazenamento de grandes quantidades de dados relacionados à formação e propagação da trinca de hidrogênio. Em todos os ensaios realizados, independente da presença de hidrogênio e tensão aplicada, ocorreram eventos de EA de pequena amplitude nos implantes rompidos e não rompidos, que caracterizam o desenvolvimento das trincas de hidrogênio;

- Os resultados do ensaio implante mostraram que sem um sistema de EA devidamente ajustado, poderia ocorrer o fato de uma análise errada tal como aceitar resultado de ensaio com trincas como sendo de um ensaio adequado;

- Ao se utilizar a EA, além de estudar o instante de formação e propagação da trinca, ficou demonstrado que a instrumentação do teste de implante pode levar a resultados mais adequados e evitar erros de análise em que o corpo de prova não rompe;

- Dos ensaios realizados com o teste Implante, sete romperam antes de completar 1 hora de ensaio, dois não romperam, mas apresentaram trinca entre 1 e 3 horas de ensaio, o que prova que o teste com EA é plenamente adequado. Com o teste Tekken constatou-se a presença de trinca em quatorze, sendo o menor tempo de ocorrência da trinca em 1,6 minutos e o maior em 11,5 horas de ensaio;

- As análises das superfícies de fratura dos ensaios realizados com o teste implante mostraram a formação dos modos de fratura intergranular (IG), coalescência de micro vazios (CMV) e Quase Clivagem (QC) com nucleação na zona de ligação entre a ZF e ZTA e se propagaram para a ZF.

CAPÍTULO VIII

PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

São apresentadas a seguir algumas sugestões de trabalhos que têm por objetivo complementar a abrangência desta tese de doutorado e estabelecer as condições para mais conclusões sobre o fenômeno de trincamento por hidrogênio, visto que durante o desenvolvimento da pesquisa e para cumprir os objetivos inicialmente propostos, surgiram dificuldades e incógnitas na busca de soluções e explicações do fenômeno:

- Desenvolver um sistema de EA de forma que a aquisição dos sinais obtidos da nucleação e propagação da trinca de hidrogênio possa ser feito em conjunto com os valores da aplicação da carga e da temperatura no caso do teste de Implante;
- Desenvolver um sistema de acoplamento do sensor de EA nos testes de Implante e Tekken para poder obter também informações de outros tipos de trinca (por exemplo, a trinca de solidificação) durante a realização do ensaio a altas temperaturas (acima de 200°C);
- Realizar novos ensaios com o teste de Implante com gás de proteção com e sem hidrogênio, com os mesmos materiais utilizados nesta pesquisa, para determinar com mais clareza o nível de tensão em que o material passa a sofrer a trinca de hidrogênio e utilizar gás de purga, de forma a verificar o efeito deste tipo de aplicação na susceptibilidade do material a trinca de hidrogênio;
- Realizar novos ensaios com os testes Implante e Tekken, com gás de proteção com e sem hidrogênio, e estudar o efeito da energia de soldagem neste material utilizando temperatura de pré-aquecimento e outros metais de adição para verificar a influência deste tipo de aplicação na susceptibilidade do material a trinca de hidrogênio;
- Desenvolver uma técnica sincronizada com mais de um sensor de EA, de forma que sejam evitados possíveis erros ocasionados por ruídos no sistema de aquisição, melhorando a robustez do sinal adquirido.

CAPÍTULO IX

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADEDAYO, S. M., ADEYEMI, M. B. Effect of preheat on residual stress distribution in arc-welded mild steel plates. **Journal of Materials Engineering and Performance**. ASM – International, v. 9, n. 1, p. 7-11. 2000.

ALMEIDA, D. M., MAIA, N. S., BRACARENSE, A.Q., MEDEIROS, E. B., MACIEL, T. M., SANTOS, M. A. Characterization of steel pipeline damage using acoustic emission technique. **Soldagem & Inspeção**. v. 11, p. 309-316. 2007.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API**: Specification for line pipe 5L. 1220 L St., NW, Washington, DC, EUA, 2008.

ASSIS, K. S. DE., MATTOS, O. R., REBELO, J. M. A. Detecção de Falhas induzidas pelo hidrogênio via emissão acústica. In: **4º PDPETRO**, Outubro, Campinas. 2007.

ASSIS, C. L. F., MONTANARI, L., RODRIGUES, A. R., GALLEGOS, J., SILVA NETO, O. Refino de grão em aços baixo carbono: uma revisão crítica. In: **VI Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Caxias do Sul. 2011.

ASSOCIATION FRANÇAISE DE NORMALISATION. **AFNOR**: AFNOR NF A89-100 – Fissuration à froid sur implants, 11 pp. 1991.

ATKINS, G. ET AL. Welding Process Effects in Weldability Testing of Steels. **Welding Journal**, Vol.81, nº4, p. 61-s – 68-s, abr. 2002.

BAILEY, N., COE, F.R., GOOCH, T.G., HART, T.H.M., JENKINS, N. AND PARGETER. Welding without hydrogen cracking, **TWI**, Abington Publishing, Cambridge, 2nd edition. R.J. 1995.

BALDO, E. D. **Redução do Ciclo de Retificação Cilíndrica de Mergulho com Auxílio da Emissão Acústica**. 1994. 83p. Dissertação - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP.

BEATTIE, A. G. Acoustic Emission, Principles and Instrumentation. **Journal of Acoustic Emission**, v. 2, p. 95-128. 1983.

BIRNBAUM, H.K., ROBERTSON, I.M., SOFRONIS, P., TETER, D. Mechanisms of hydrogen related fracture: a review. **Proceeding of the 2nd International Conference: Corrosion Deformation Interaction**. The Institute of Materials. London. p.172-195. 1997.

BOELLINGHAUS, T., VIYANIT, E., ZIMMER, P. **Cold Cracking Tests**. Revision, IIW – Doc. Nº II-A- 111.03-Revision 6. Disponível em <<http://www.china-weldnet.com/English/information/II-1587-06.htm>> Acessado em 05 de abril de 2010.

BOTT, I. S. ET AL. High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective. **Metallurgical and Materials Transactions**, Vol 36A, p. 443 – 454. 2005.

BOUVEROT, R. Essais de soudabilité par implants effectués au Laboratoire de la Société Babcock. **Laboratoire de la Société Babcock**, Atlantique, mar. 1971.

CALOI, G. **Análise da soldabilidade do aço API 5L-X80 por meio dos testes Tekken e de Implante**. 2008. 145 p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade Engenharia Metalúrgica e Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

CHAVEZ, G. F. S. **Simulação Física e Caracterização de Zonas Afetadas Pelo Calor de Aços API 5L Grau X80**. 2011. 225 p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.

CHILQUE, A. R. A. ET AL. Estudo da soldabilidade do aço API 5L X80 na soldagem a arco elétrico manual, mecanizado e robotizado. **EXPOSOL**. Centro de tecnologia SENAI. Rio de Janeiro, RJ. 2008.

CORIMAYA, RODRIGO LUIS PEREA. **Adequação do ensaio TEKKEEN para a avaliação de trincas em soldas de aço API X-80**. 2009. 111 p. Dissertação, Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP.

CWIEK, J. Hydrogen degradation of high-strength steels. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. v. 37. p. 193-312. 2009.

DRUMMOND, G., ET AL. Acoustic emission from wire ropes during proof load and fatigue testing. **NDT&E International**. V. 40, p. 94–101, 2007.

EASTERLING, K. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. 2nd ed. Butterworth-Heinemann Ltd, Oxford, London, 1992.

ELFORJANI, M., MBA, D. Detecting natural crack initiation and growth in slow speed shafts with the Acoustic Emission technology. **Engineering Failure Analysis**. pp. 2121-2129, Feb. 2009.

ENNACEUR, C., ET AL Monitoring crack growth in pressure vessel steels by the acoustic emission technique and the method of potential difference. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. v. 83. pp. 197–204. 2006.

EROGLU, M.; AKSOY, M. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat affected zone of a low carbon Steel. *Materials Science & Engineering*. vol. A 286, pp. 289-297. 2000.

ESPEJO, E. CASTRO, A. MARTINEZ, L. Mecanismos de deformacion y fractura presentes en la formacion de crateres durante el impacto de proyectiles sobres chapas de acero. **Ingenieria e Investigacion**. ISSN 0120-5609, Colombia. v. 48. p 12 -19, 2001.

FALS, H. C.; TREVISSAN, R. E. Use of the implant test and acoustic emission technique to investigate hydrogen-assisted cracking in the fusion zone of welded HSLA-80 steel. **Revista de Metalurgia**, v.35, n.4, p.233-241, 1999.

FALS, H. D. C. **Proposta de um Ensaio para Avaliação das Trincas Induzidas por Hidrogênio em Juntas Soldadas Assistida por Emissão Acústica**. 1999. 203 p. Tese (Doutorado), Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP.

FARIA, R. J. DE. **Soldabilidade do aço USISAC350 na construção metálica**. 2010. 105p. Tese, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG.

FARIAS, J. P., QUITES, A. M. Fatores que influenciam a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda de aço ao C-Mn e baixa liga. In: LATIN AMERICAN REGIONAL WELDING CONGRESS, Rio de Janeiro. Anais: Associação Brasileira de Soldagem, abril, 1992. pp. 371-386.

FEDELE, R. Soldagem de tubulações: metalurgia, procedimentos e desafios. **Metalurgia & Materiais**, v.58, n.521, 2002.

FERRARESI, V. A. **Estudo do fenômeno Trinca de Reaquecimento com auxílio da Emissão Acústica**. 1996. 173 p. Tese, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP.

FORTES, CLEBER. **Eletrodos Revestidos OK**. Apostila, ESAB BR, 66 pp.2005.

FUJITA, F. E. Theory of Hydrogen Induced Delayed Fracture of Steel. **Proceedings Second International Congress on Hydrogen in Metals**, 2B10, Paris, França, pp. 1-8, junho 1977.

FYDRYCH, D., KOZAK, T. Underwater welded joint properties investigation. **Advances In Materials Science**, vol. 9, No. 4 (22), 11 pp. 2009.

GEDEON, S.A., EAGAR T.W. Assessing hydrogen-assisted cracking fracture modes in high-strength steel weldments. **Welding Journal**. V. 69. June, pp. 213-s –220-s. 1990.

GNECCO, Celso. **A pintura do aço patinável**. Disponível em < <http://www.chuman.com.br/catalogo/patinavel.pdf> > Acesso em: 20 dez 2012.

GORNI, A. A. ET AL. Transformação da austenite em aços microligados com microestrutura ferrítica bainítica. **62º Congresso da ABM**. Vitória,ES. Brasil, pp 3267, 2007.

GRONG, O. **Mettallurgical modelling of welding**. London: H. K. D. H. Bhadeshia, University of Cambridge, 581p., 1994.

HÅKANSSON, K. Submerged arc welding of Weldox 900E in 50 mm plate thickness – Hydrogen cracking tests. **IIW-Doc. II-A-117-03**. Kockums AB, Laboratory, Sweden. The International Institute of Welding, 14 p. 2003.

HAMAD, F., COLLINS, L., VOLKERS, R., Effects of GMAW procedure on the heat-affected zone (HAZ) toughness of X80 (grade 550) linepipe. In: **Proceedings of IPC – International Pipeline Conference**, 2008.

HOOIJMANS, J. W., DEN OUDEN, G. Hydrogen Absorption during Arc Melting. **Materials Science and Technology**, v. 12, p. 81, January 1996

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING. IIW. Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals. **Doc. No IX-1522-88 IXJ-123-87 Revision 2**, June, 1988.

IIS/IIW-447-73: **Welding World**, 1974, 1(2), 9.

KASUYA, T., YURIOKA, N. Determination of necessary preheat temperature to avoid cold cracking under varying ambient temperature. **ISIJ International**, v. 35, n. 10, p. 1183-1189, 1995.

KIM, J. H. ET AL. Fracture behavior of heat-affected zone in low alloy steels. **Journal of Nuclear Materials**, 299, p. 132-139, 2001.

KITAGAWA, Y. ET AL. Hydrogen Embrittlement of Multi Pass Weld Metal for HT780 Steel. **Joining and Welding Research Institute**, 10 p. Osaka, 2007.

KOTHE, A., J. RICHTER, A. GUTH, B. MUSGEN, AND H. BAUMGARDT. Structure/Property Relationships in HSLA Steel with Low Carbon and Manganese and Increased Silicon Content. **Journal de Physique**. IV Colloque C7, supplement au Journal de Physique III. 3. 1993.

KOU, SINDO. **Welding Metallurgy**. John Wiley & Sons, Inc. 2nd ed. Hoboken, New Jersey. 2003.

LEE, H. W. Weld metal hydrogen-assisted cracking in thick steel plate weldments. **Materials Science & Engineering**, v. 445 – 446, p. 328 – 335, feb. 2007.

LIU, S., ASIBU K. E. Classification of AE Signals for Monitoring Martensite Formation from Welding. **Welding Journal**, p. 389s, October, 1990.

LOUREIRO, A. J. R. Effect of heat input on plastic deformation of undermatched welds. **Journal of Materials Processing Technology**, 128, p. 240-249, 2002.

LORD, M. **Design and modelling of ultra-high strength steel weld deposits**. 1999. PhD thesis, University of Cambridge, UK.

LU, J. Handbook of Measurement of Residual Stress. Society of Experimental. 1996.

LYNCH, S.P. A commentary on mechanisms of environmentally assisted cracking. **Proceeding of the 2nd International Conference: Corrosion-Deformation Interactions.** CDI'96, NICE. p.206-219. 1996.

MAGUDEESWARANA, G., BALASUBRAMANIANA, V., REDDY, G. M. Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. **International Journal of Hydrogen Energy.** P.1897-1908. 2008.

MALCOLN, J. G. A Guide for Understanding and Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels. **Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração**, 2007. 37 p.

MARTINS, S. H. **Estudo das trincas induzidas pelo hidrogênio através do ensaio de restrição controlada.** 1990, 88p. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos. São Carlos, SP.

MATSUDA, F., NAKAGAWA, H., KATOH, S. Effects of alloying elements on cold crack susceptibility in 0,1%C basic steels with implant test. **Welding Research Institute of Osaka University**, Suita, Osaka, Japan. 7 pp. 1980.

MCMAHON JR, C.J. Hydrogen-Induced Intergranular Fracture of Steels. **Engineering Fracture Mechanics**, 68, pp. 773-788. 2001.

MIX, P. **Introduction to nondestructive testing, a training guide.** John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2a. Edição, 2005.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis.** Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 69 p., 2004.

MODENESI, Paulo J. **Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico.** Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 27 p., 2008.

MOHANDAS, T; MADHUSUDAN REDDY, G; KUMAR, B. S. Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 88, p. 284-294, 1999.

NAKATANI, Y.; HIGASHI, T.; YAMADA, K. Effect of tempering treatment on hydrogen-induced cracking in high-strength steel. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures.** v.22, p.393-398, maio, 1999.

NEVASMAA, P. **Predictive model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in high-strength multipass welds**. 2003. Department of Mechanical Engineering, University of Oulu, P.O.Box 4200, FIN-90014 University of Oulu, Finland Oulu, Finland.

NORMA JIS Z 3158 – Method of Y Groove Cracking Method. **Japanese International Standard**, 1993, 6p.

OLIVEIRA, S. P.; MIRANDA, P. E. V. Concentração crítica de hidrogênio para a fragilização pelo hidrogênio em aços. **Revista Matéria**, v. 5, n. 1, 2ºtrim. 2001.

ORIANI, R.A; JOSEPHIC, P.H. Testing of the decohesion theory of hydrogen-induced crack propagation. **Scripta Metallurgica** 6(80:681-688,Jun.1972.

ORIANI, R.A. **A mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels**. Ber. Bunsehges Phys. Chem. 76:848-857. 1972.

ORDÓÑEZ, R. E. C. **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L X80 com diferentes arames tubulares**. 2004, 111p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

PALMER, A. C.; KING, R. A. **Subsea Pipeline Engineering**. 2º Ed. PennWell Books, 2008. 575 p.

PETCH, N. J. The lowering of fracture stress due to surface adsorption. **Phil. Mag.**(1): p. 331-337. 1956.

PETCH, N. J., STABLES, P. Delayed fracture of metals under static load. **Nature** 169:842. 1952.

PITRUM, MIROSLAV. **The effect of welding parameters on levels of diffusible hydrogen in weld metal deposited using gas shielded rutile flux cored wires**. 2004. 367 p. Phd Thesis. University of Wollongong.

PIZA, M. T. P. **Estudo da suscetibilidade ao trincamento a frio, através da técnica de implantes, de dois aços estruturais usados na indústria offshore**. 1992. 222p. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, RJ.

RAMIREZ, ET AL. Caracterização Microestrutural de um Aço API 5L-X80 através de Microdureza e Microscopia Ótica e Eletrônica. **In: 62º Congresso Anual da ABM / 62nd ABM, International Annual Congress**, Vitória – Es. pp 3633-3642. 2007

RAMÍREZ, M. F. G. **Estudo da transformação durante o resfriamento contínuo e da microestrutura do aço micro ligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte de gás natural e petróleo**. 2008. 158 p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.

RATNAPULI, R. C. Considerações Metalúrgicas de Fabricação dos Aços para Tubos API 5L. **In: 62º Congresso Anual da ABM/62nd ABM, International Annual Congress**, Vitória – ES, 2007.

RIBEIRO, H.O. **Soldagem do aço ASTM A 516 Grau 60 para vaso de pressão sujeito à corrosão sob tensão**. 2001. 91p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis. SC.

ROCA, A. S., ET AL. Análisis de Estabilidad del Proceso GMAW basado en la Técnica de Emisión Acústica. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, Vol. 13, nº. 1, Jan/Mar 2008.

ROZA, E. J. ET AL. API 5L X80 ERW Pipelines: TenarisConfab & Usiminas Development". **6th, International Pipeline Conference**, Proceedings. Alberta, Canadá, American Society of Mechanical Engineers. 7 p.2006.

SANTOS, R. A, DOS, **Efeito da Temperatura sobre a Medição de Tensão por ondas L_{CR} em Aços API 5L X70**. 2007, 146 p. Dissertação de mestrado. Universidade Estadual de Campinas.

SICILIANO, F. Recent Trends In High Strength Linepipe Steels. **Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração**. São Paulo, SP. 2007.

SILGADO, J.M. ET AL. Avaliação da Susceptibilidade à Fragilização Induzida por Hidrogênio na Soldagem de um Aço Microligado para Blindagens por meio de um Ensaio de Implante com Geometria Modificada. **Soldagem Insp**. Sao Paulo, Vol. 14, No. 3, p.207-214, Jul/Set 2009.

SILVA, H. R., **Metodologia para análise de trincas de hidrogênio em soldas através de ensaios destrutivos e emissão acústica**. 2010, 140p. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Uberlândia, 140 pp. Uberlândia, MG.

SILVA, H. R., FERRARESI, V. A. Estudo dos Métodos de Determinação da Sensibilidade ao Trincamento à Frio em Juntas Soldadas. 2006. **16ºPOSMEC**. UFU. Uberlândia. 2006.

SILVA, J. H. F. **Proposta de um novo ensaio para avaliar a suscetibilidade de metais de solda ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio em diferentes ambientes**. 2005, 158 p. Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, SP.

SILVA, A. V; DOMINGUES, J.R; SILVEIRA E SILVA, J. M; MARTINS DA COSTA, M.A. CT-19 Estudo de soldabilidade de tubos sem costura temperados e revenidos em aço API 5L X70 e X80. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM. 27., CD-Rom único, 2001, Campinas.

SOARES, S., D. **Correlação entre emissão acústica de defeitos e parâmetros de mecânica da fratura na avaliação da integridade de equipamentos pressurizados**. 2008, 261p. Tese de doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro. COPPE.

SURESHA, C. N., RAJAPRAKASH, B. M., UPADHYA, S. Applicability of Acoustic Emission in the Analysis of Friction Stir Welded Joints. **Int. Journal of Recent Trends in Engineering**, p. 86-89, Vol, 1, nº. 5, May 2009.

SUZUKI. H., YURIOKA. N. Prevention against cold cracking in welding steels. **Australian Welding Journal** 27. 1982 1: Autumn 1982. Pp. 9–27.

TETELMAN, A. S. The mechanism of hydrogen embrittlement in steel. **Proc. Fund. Aspects of stress Corrosion Cracking**. Houston, Texas: NACE. p. 446. 1969.

TORNBLOM, SVANTE. **Undermatching Butt Welds in High Strength Steel**. 2007. 109 p. Master's Thesis. Lulea University of Technology. Swedem.

TOTTEN, G; HOWES, M; INOUE, T. **Handbook of residual stress and deformation of steel**. Ohio: ASM International, 2003.

TREVISAN, R. E. et al. Effect of interpass temperatura on morphology, microstructure and microhardness of welded API 5L X65 steel. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, CD-Rom único, Calgary, 2002, 5p.

TROIANO, A. R. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. **Trans. ASM** 52(1):54-80. 1960.

TSAY, L. W., CHEN, Y. C. AND CHAN, S. L. I. Sulfide stress corrosion cracking and fatigue crack growth of welded TMCP API 5L X65 pipe-line steel. **International Journal of Fatigue**. Volume: 23, Issue: 2, pp. 103-113, 2001.

VALIM, M. T. **Tenacidade à Fratura da Junta Soldada Obtida a Arco Submerso de Aço API 5L X80**. 2005. p. 86. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

VASUDEVAN, R.; STOUT, R.D. AND PENSE, A.W. Hydrogen-Assisted Cracking in HSLA Pipeline Steels. **Welding Journal**, 60 (9), p. 155s. 1981.

VIANNA, CRISTINA DOS SANTOS. Comportamento Mecânico do Aço API 5L X-60 Com e Sem Hidrogênio. 2005, 98 p. Tese de Doutorado, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ.

VUIK, J. An update of the state-of-arte of weld metal hydrogen cracking. **Welding in the Word**, v. 31, n. 5, p. 308-321, 1993.

WAINER, E., BRANDI, S.D., MELLO, F.D.H. **Soldagem: processos e metalurgia**. Editora Edgard Blücher.494 p. 1995.

WITHERS, P. J., BHADESHIA, H. K. D. H., Residual stress. Part 1–Measurement techniques. **Materials Science and Technology**. v. 17, pp. 355-365. 2001.

WOODTLI, J., KIESELBACH, R. Damage due to Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking. **Engineering Failure Analysis**. Vol. 7. p. 427-450. 2000.

YURIOKA, N. Physical Metallurgy of Steel Weldability. **ISIJ International**, Vol. 41 No. 6, 566–570, 2001.

YURIOKA, N. **Comparison of Preheat Predictive Methods**. IIW, Doc. n. IX-2002, 18p.

YURIOKA. N. AND SUZUKI. H. hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldment. **International materials reviews**; vol. 35; n. 4; p. 56. 1990.

ZALAZAR, M. ET AL. Efecto del procedimiento de soldadura sobre las propiedades de uniones soldadas de aceros microaleados para cañería”. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, Vol. 14, Nº 1, p 036-056, 2009.

ZAPFEE, C. A., SIMS, C. E. Hydrogen embrittlement-internal stress and defects in steel. **Trans. AIME**, p. 145-225. 1941.

ZEEMANN, ANNELOSE. Tensões Residuais de Soldagem. 2003.. Disponível em <http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol03.pdf>. Acesado em 7 de março de 2010.