

**Avaliação da Tenacidade em Junta Soldada Dissimilar de
Aço-Carbono Estrutural com Aço Baixa-Liga Temperado e Revenido após Tratamento Térmico
de Alívio de Tensões**

**(Toughness Assessment of Dissimilar Welded Joint of Structural Carbon Steel with Quenched and
Tempered Low Alloy Steel after Post Weld Heat Treatment)**

Marcello Ferrari¹, Maurício David Martins das Neves¹

¹Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares-IPEN, CCTM, São Paulo, SP, Brasil

marcello.ferrari@usp.br

mdneves@ipen.br

Resumo

O principal objetivo do tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem (TTAT) é obter ou melhorar certas propriedades consideradas importantes para as condições de serviço de equipamentos ou estruturas ou ainda para reduzir as tensões residuais. Entretanto, para alguns tipos de aços, não é recomendado o TTAT devido à possibilidade de redução da tenacidade na zona afetada pelo calor (ZAC) e do metal de solda na junta soldada e também pela ocorrência de trincas intergranulares na região de crescimento de grão da ZAC. Por outro lado, em determinadas situações, tais como, a manutenção da estabilidade dimensional para usinagem ou na soldagem de chapas grossas, o TTAT pode ser imprescindível. Assim torna-se necessário avaliar os efeitos do TTAT nestes casos por meio de ensaios mecânicos e análises microestruturais. Neste trabalho foi avaliada a tenacidade da junta soldada nas condições “como soldado” e com TTAT para duas peças de testes soldadas em chapas grossas de aço carbono ASTM A36 com aço ASTM A514 Grau Q empregando-se o processo arame tubular e o consumível E71T-1. Foram realizados exame macrográfico com perfil de dureza Vickers e ensaio de impacto Charpy e fractografia. A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopia óptica e eletrônica. A ZAC apresentou valores satisfatórios de tenacidade tanto na condição “como soldado” com também após TTAT. O metal de solda apresentou baixos valores de tenacidade após o TTAT e foi observada a ausência de trincas intergranulares tanto na ZAC como no metal de base ASTM A514.

Palavras-chave: Tratamento Térmico; Tenacidade; Juntas Dissimilares; ASTM A514.

Abstract: The main objective of post welding heat treatment (PWHT) is to obtain or improve certain properties considered important for the service conditions of an equipment or structure or to reduce residual stresses. However, for some types of steels, PWHT is not recommended due to the possibility of reducing the toughness in the heat affected zone (HAZ) and weld metal in welded joints and also the occurrence of intergranular cracks in the grain growing region of HAZ. Moreover, in certain situations such as the retention of dimensional stability for machining or thick plates welding, the PWHT can be essential. Thus it is necessary to evaluate the effects of PWHT in these cases employing mechanical tests and microstructural characterization. In this work it was compared the conditions "as welded" and with PWHT for two coupons of tests welded with ASTM A36 carbon steel and ASTM A514 Grade Q steel employing the FCAW and the E71T-1C tubular wire. In this comparison were performed bending tests, tensile tests, Charpy impact test with Vickers hardness profile. Microstructural characterization was performed by means of optical microscopy. The weld metal has showed low toughness after PWHT and no intergranular cracks were observed for both HAZ and ASTM A514 parent metal.

Key-words: Heat Treatment; Thick Plates Welding; Dissimilar Joints; ASTM A514.

1. Introdução

Os aços de alta resistência têm sido bastante utilizados na construção de estruturas metálicas sujeitas a elevados esforços, tais como, equipamentos de construção, mineração, movimentação de cargas e bases de turbinas. Nestes casos, o emprego de aços de alta resistência pode ser mais econômico por adotar menores espessuras, o que resulta em menor peso do equipamento e também menor quantidade de metal de solda depositado reduzindo o tempo de fabricação o que reflete diretamente nos custos. Em alguns equipamentos, para solicitações mecânicas muito severas, o uso dos aços de alta resistência pode ser a única alternativa visto que, com elevadas espessuras (acima de 76 mm) muitas operações de conformação mecânica e de soldagem são dificultadas ou até mesmo impossibilitadas. Sendo assim, um aço de alta resistência torna-se muitas vezes uma opção mais vantajosa do que o emprego de aços carbonos estruturais. Dentro deste contexto, o aço ASTM A514[1] assume uma posição de destaque. Trata-se de um aço baixa-liga, temperado e revenido com tensões mínimas de resistência à ruptura e de escoamento, respectivamente, de 895 MPa e 690 MPa. Estes níveis de resistência chegam a superar aos aços carbono comuns em quase três vezes. Este aço possui um alongamento mínimo de 16% e boa tenacidade a baixas temperaturas, além de apresentar razoável soldabilidade, mesmo apresentando uma microestrutura martensítica.

De um modo geral as operações de soldagem produzem consideráveis tensões residuais que podem ser inaceitáveis dependendo do tipo de aplicação do componente ou estrutura. Por este motivo, em certos casos torna-se necessário o emprego do tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem (TTAT). Nas estruturas metálicas o TTAT é aplicado em duas situações: redução do nível de tensões internas dos materiais ou para tentar manter a estabilidade dimensional. No caso de soldagem de chapas grossas além do aspecto metalúrgico, esta é uma condição muito crítica visto que, grandes espessuras potencializam a formação de trincas em razão das condições de transferência de calor existentes e também das elevadas tensões internas criadas durante a operação de soldagem.

Segundo a norma AWS D1.1/D1.1M:2010 [2] certos tipos de aços temperados e revenidos não são recomendados para tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem. Nesta categoria está incluído o aço ASTM A514. Entretanto, o alívio de tensões pode ser necessário para certas aplicações conforme discutido anteriormente. Porém, de acordo com Swift & Rogers [3] pode ocorrer uma fragilização após o TTAT. Segundo estes autores, aços temperados e revenidos são mais susceptíveis a essa fragilização do que os aços com microestrutura ferrítico-bainítica ou ferrítico-perlítico.

Com relação à temperatura de tratamento, a situação pode se tornar complicada quando diferentes materiais são unidos por soldagem, constituindo uma junta dissimilar que depois é submetida ao TTAT. Em algumas situações há a necessidade de se soldar um aço-baixa liga com um aço carbono estrutural como, por exemplo, o ASTM A36 [4] com o ASTM A514 e depois submeter esta junta ao TTAT.

Neste trabalho foram avaliados os efeitos do TTAT em juntas de materiais dissimilares formadas pelos aços ASTM A36 e ASTM A514 Grau Q, utilizando-se o processo de soldagem arame tubular com eletrodo E71T-1C. Foram comparadas a dureza, a tenacidade e a microestrutura da junta na condição "como soldada" e com TTAT.

2. Matérias e Métodos

Os metais de base (MB) empregados neste trabalho foram: chapa de aço carbono, condição laminado, conforme ASTM A36, com espessura de 76 mm e chapa de aço baixa liga, temperado e revenido (a 625°C), conforme ASTM A514 Grau Q também com espessura de 76 mm.

A composição química das chapas dos aços ASTM A36 e ASTM A514 Grau Q está descrita na Tabela 1.

Os consumíveis empregados neste trabalho foram o gás CO₂ puro na função de gás de proteção e o arame tubular AWS 5.20 E71T1-C(M)H5 [5]. A composição química do metal depositado está listado na Tabela 2.

Tabela 1 – Composição química da chapa de testes– Valores em %

Elemento MB	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
ASTM A36	0,17	1,11	0,020	0,020	0,23	-	-	-	-
ASTM A514	0,18	1,02	0,004	0,012	0,20	1,21	1,21	0,40	0,03

A36 (CE_{IIV} = 0,39; P_{cm} = 0,23), A514 (CE_{IIV} = 0,79; P_{cm} = 0,34)

A preparação das peças de teste foi iniciada por meio de oxiacete a máquina CNC, na qual foram seccionadas chapas de ASTM A36 e ASTM A514 nas dimensões 76 x 200 x 1100 mm. As chapas foram cortadas de modo que a solda ficasse posicionada na direção transversal ao sentido de laminação da chapa.

Tabela 2 – Composição química do metal depositado – Arame tubular E71T1-C

elemento MA	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
Certificado	0,05	1,21	0,015	0,011	0,53	0,02	0,01	0,02	0,02

$CE_{IIW} = 0,35; P_{cm} = 0,13$

A chapa de A36 foi biselada por oxicorte (em K). A chapa de A514 teve o lado da junta fresado onde foi removido 3,0 mm de sobremetal de modo a eliminar a ZAC formada na operação anterior do corte térmico. As duas partes da junta foram posicionadas de modo a formar o ângulo de chanfro de 50° e abertura de raiz de 2 mm. A seguir as peças de testes foram posicionadas e fixadas na posição vertical (3G). Logo após a junta foi pré-aquecida por meio de maçarico até atingir uma temperatura de 160°C e controlada por meio de pirômetro de contato. A peça foi soldada na progressão ascendente onde foram depositados 76 passes. A faixa dos arâmetros de soldagem empregados na peça de testes estão mencionados na Tabela 3.

Tabela 3 – Faixa dos parâmetros de soldagem empregados na peça de teste

	Corrente [A]	Tensão [V]	Velocidade de Soldagem [mm/s]	Aporte de Calor Máximo [kJ/mm]
Raiz	110 - 140	22 - 26	1,2 – 1,6	2,7
Enchimento	150 - 190	24 - 27	1,8 – 5,1	2,1

A seguir a peça foi seccionada transversalmente de modo a se obter duas peças de testes: PT-01 e PT-02 de dimensões 76 x 400 x 550 mm cada uma. A PT-01 (CS) permaneceu na condição inicial “como soldada (CS)”, enquanto que, a PT-02 sofreu tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem (TTAT). O tratamento térmico aplicado na PT-02 estava de acordo com item 5.8 da norma AWS D1.1 sendo a temperatura e tempo de patamar, respectivamente, de 600°C e 3,0 horas. A temperatura de início e final de controle foi de 315°C e as taxas máximas foram de 55°C/h para o aquecimento e 130°/h para o resfriamento. A peça de testes foi submetida a dois ciclos de alívio de tensões empregando os mesmo parâmetros.

Após o tratamento térmico a peça de testes foi submetida a um exame por ultrassom conforme a norma AWS D1.1 item 6.13. Não foram detectadas quaisquer indicações de descontinuidades e a peça foi aprovada. Em seguida, das peças de testes PT-01 e PT-02 foram removidos os corpos de prova para os ensaios de dureza e impacto Charpy. Também foram removidos corpos de prova para os exames de caracterização microestrutural.

O ensaio de impacto Charpy foi realizado com base nas considerações da norma AWS D1.1 sendo os corpos de prova removidos do metal de solda na região da raiz e ZAC a 1mm e 5 mm da linha de fusão. Os corpos de prova foram preparados conforme norma ASTM A370 [6]. De cada região foi removido um “set” constituído por três corpos de prova. A temperatura de ensaio foi de -20°C. Na Figura 1 é mostrada a macrografia do local de remoção dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy e também a localização dos pontos de medição de dureza Vickers HV5 [7].

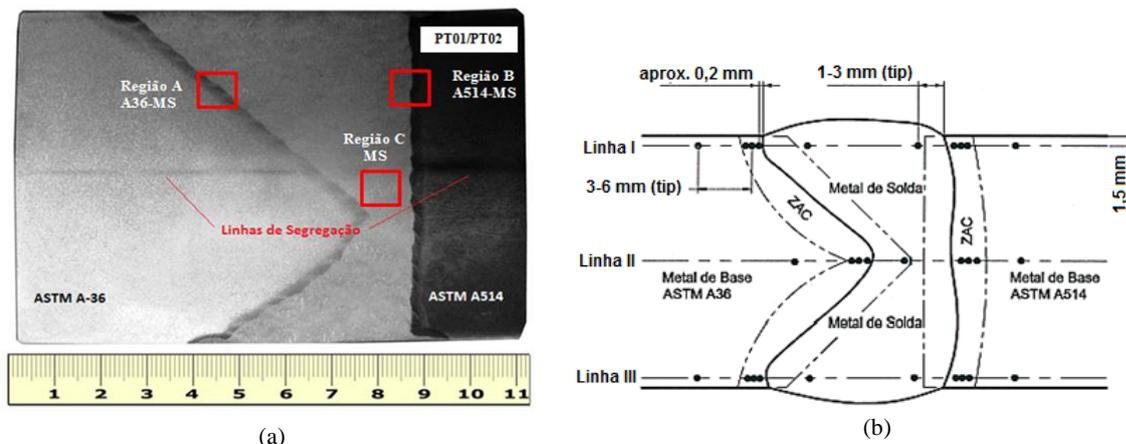


Figura 1 – (a) Macrografia e locais de remoção dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy; (b) Perfil de durezas HV5

3. Resultados e Discussão

Com relação ao perfil de durezas, na Figura 2 são mostrados os gráficos da variação da dureza média em relação às regiões da junta soldada com e sem TTAT.

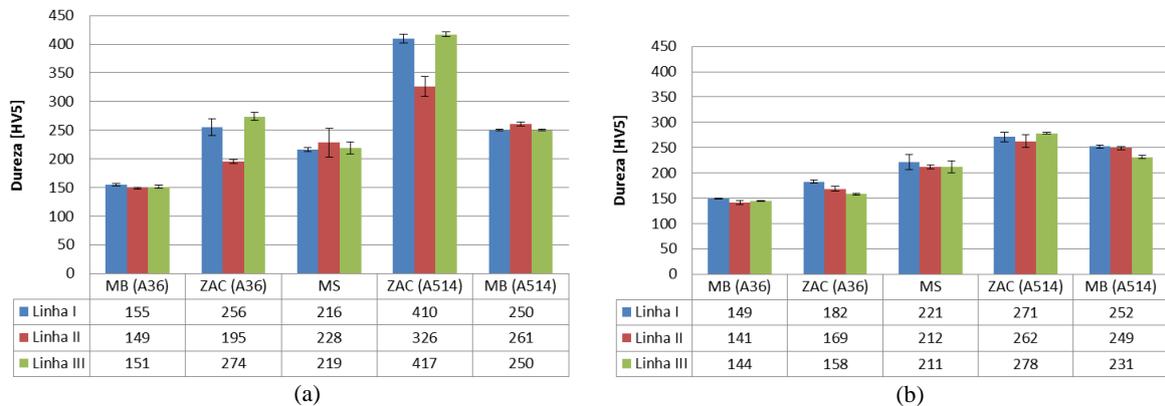


Figura 2 - Comparação dos valores de dureza HV5 dos corpos de prova removidos das peças de teste (a) PT-01 (CS) e (b) PT-02 (TTAT).

Pela análise da Figura 2 nota-se a existência de picos de dureza e grandes diferenças entre as linhas de medição (I,II,III) nas zonas afetadas pelo calor (ZAC's) da PT-01 (CS) enquanto que para a peça PT-02 (TTAT) nota-se uma maior uniformidade dos valores em todas as regiões. O maior efeito do tratamento térmico ocorreu nas ZAC's tanto do ASTM A36 quanto do ASTM A514. A queda nos valores de dureza foi menos acentuada em ambos os metais de base como também no metal de solda, o que mostra que estas microestruturas foram menos susceptíveis aos efeitos do tratamento térmico. A redução na dureza do ASTM A514 também não foi muito significativa até pelo fato da temperatura de patamar do TTAT (600°C) ser apenas um pouco inferior a temperatura de revenimento da chapa original (625°C).

Na Figura 3, à esquerda, é mostrado um gráfico comparativo dos valores médios de energia absorvida pelos corpos de prova removidos das peças de testes PT-01 (CS) e PT-02 (TTAT) após ensaio de impacto Charpy a -20°C. Na mesma Figura, à direita, é mostrado a porcentagem de fratura dúctil.

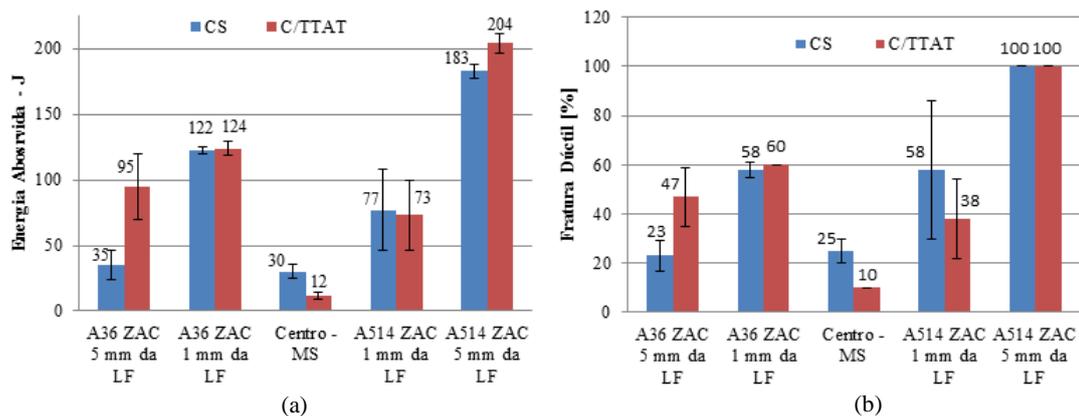


Figura 3 – (a) Gráficos comparativos dos valores de energia absorvida e (b) porcentagem de fratura dúctil dos corpos de prova das peças de testes PT-01 (CS) e PT-02 (TTAT) após ensaio de impacto Charpy a -20°C.

A título de comparação, a norma AWS D1.1 estabelece que o valor médio mínimo de 27J é aplicável aos materiais de base cuja tensão mínima de escoamento seja igual ou inferior a 345 MPa. Considerando-se que a tensão de escoamento mínima do ASTM A36 é de 250 MPa e que para o ASTM A514 é de 620 MPa, pode-se assumir que os valores mínimos de propriedades mecânicas para esta junta devem ter como referência o ASTM A36. Assim, pode-se dizer, com base nos resultados apresentados no gráfico da Figura 3 que o valor de impacto na condição após TTAT não atende a norma, pois o valor médio de tenacidade para o metal de solda é de 12J, abaixo do mínimo especificado que é 27J.

Pela análise dos resultados obtidos, e levando-se em consideração os respectivos desvios padrão, nota-se que o TTAT atuou benéficamente no sentido de aumentar a tenacidade da junta principalmente na região da ZAC do A36 a 5 mm da linha de fusão. Nas demais regiões das ZAC's o TTAT não promoveu alterações relevantes quanto à tenacidade e no MS produziu um efeito deletério.

A respeito dos valores de tenacidade encontrados cabem aqui algumas considerações preliminares. Outra observação é que os menores valores de impacto na ZAC são encontrados próximos à linha de fusão onde ocorre o crescimento de grão. Microestruturas grosseiras geralmente apresentam baixos valores de tenacidade e por este motivo o aporte de calor precisa ser controlado.

Pela análise da Figura 3 observa-se que de fato isto ocorre no ASTM A514, porém o mesmo não acontece com o ASTM A36 onde justamente na linha de fusão há valores de tenacidade maiores que a 5 mm da LF. O ASTM A36 apresentou a 5 mm da linha de fusão um valor de 35J na condição “como soldado” possivelmente por sofrer os efeitos da região intercrítica. Outra consideração muito importante diz respeito aos baixos valores de tenacidade encontrados no metal de solda. A norma AWS D1.1 estabelece que o corpo de prova deve ser posicionado exatamente na raiz da junta onde os efeitos da diluição com o metal de base são mais significativos. Como os teores de carbono nos metais de base são superiores aos do metal de adição, é de se esperar um teor de carbono na região da raiz maior que no enchimento. Cabe lembrar que a temperatura de transição é aumentada em torno de 14°C para cada acréscimo de 0,1% no teor de carbono [8]. De fato, os valores de tenacidade encontrados na raiz foram os menores da junta soldada.

Na Figura 4 são mostradas as superfícies de fratura dos corpos de prova após ensaio de impacto Charpy.

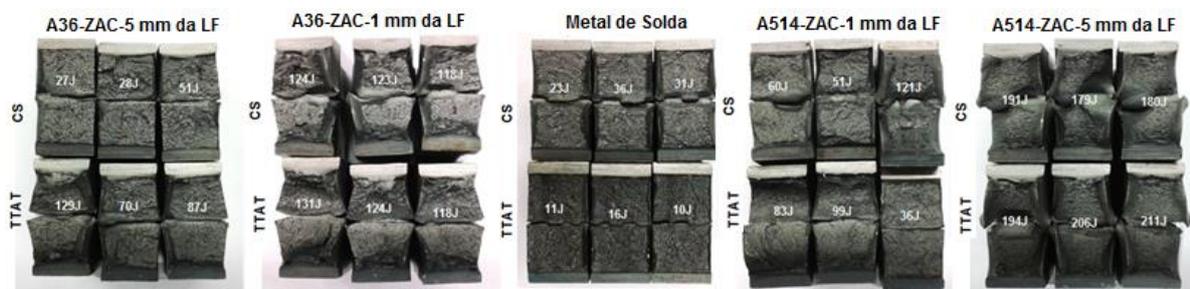


Figura 4 – Aspecto da fratura dos corpos de prova do ensaio de impacto Charpy a -20°C nas condições CS e TTAT

A aparência da superfície de fratura fornece informações a respeito do tipo de fratura ocorrido: dúctil ou frágil. A fratura frágil mostra uma superfície brilhante e cristalina com pouca deformação plástica, enquanto que a dúctil uma superfície opaca e fibrosa, com maior deformação plástica na superfície da fratura. A porcentagem de fratura dúctil é estimada através comparação da superfície da fratura com padrões visuais de referência. A maior porcentagem de fratura dúctil está associada a maior tenacidade. Assim, com base nas Figuras 3 e 4 nota-se que o metal de solda foi a região que apresentou a menor tenacidade o que sugere um modo de fratura frágil.

De qualquer modo, para uma análise mais apurada dos mecanismos de fratura torna-se necessário um exame de fractografia mais minucioso. Com o auxílio do microscópio de varredura eletrônica é possível determinar o mecanismo da fratura ocorrida: dúctil, frágil ou a combinação dos dois. Isto é importante, pois a comprovação de fratura frágil em determinada condição pode indicar a existência de microconstituintes frágeis naquela região do material. A Figura 5 mostra o aspecto da fratura de um corpo de prova Charpy removido na região da raiz do metal de solda.

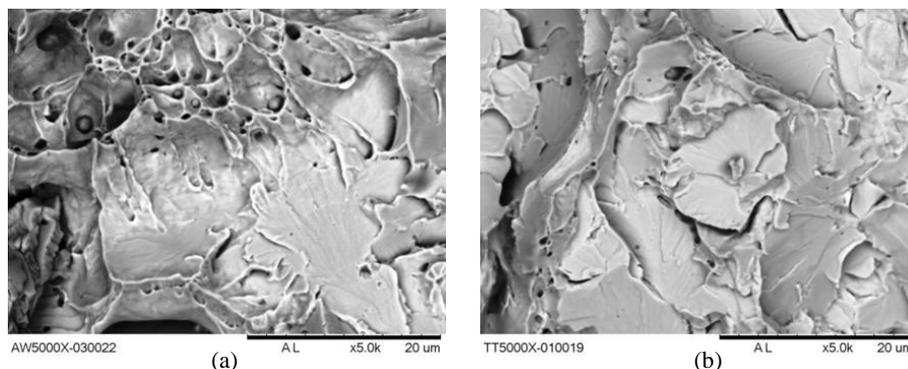


Figura 5 – Fractografia de corpos de prova Charpy do metal de solda. (a) Condição CS; (b) Condição após TTAT, 5000 X, MEV.

Na condição CS observa-se a presença de microcavidades nucleadas em regiões com presença de microfases ou inclusões. Nota-se que tais microcavidades apresentam um perfil cônico e profundo o que indica a existência de deformação plástica nestes locais. O formato ovalado das microcavidade sugere um carregamento por cisalhamento, o que era de se esperar visto que tais corpos de prova foram aproveitados do ensaio de impacto Charpy. Entretanto, nota-se também a presença de faces com aparência plana que são características do mecanismo de clivagem. Sendo assim, tanto o mecanismo de fratura por “dimples” como clivagem estão presentes e a fratura pode ser considerada do tipo dúctil-frágil. Por outro lado, na condição TTAT, a fratura do corpo de prova ocorreu em planos cristalinos bem definidos e a aparência plana sugere uma fratura por clivagem onde as “marcas de rio” indicam a direção da fratura [9]. Deste modo, o mecanismo de fratura na condição TTAT é predominantemente por clivagem, o que indica uma fratura frágil. É importante salientar que tal conclusão baseia-se não apenas pela análise de um local isolado do corpo de prova mostrado na Figura 5, mas também pela análise por varredura de toda a superfície de fratura.

A tenacidade da junta soldada está diretamente relacionada à sua microestrutura. A Figura 6 mostra os diagramas TTT e CCT do ASTM A36 e ASTM A514 levando-se em consideração uma taxa de resfriamento de 20K/s.

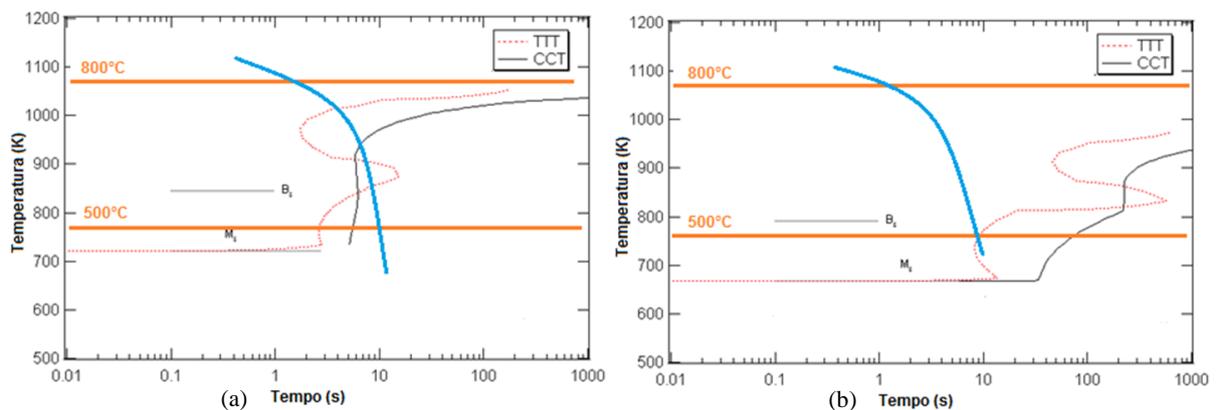


Figura 6 – Diagramas TTT e CCT para a composição química dos aços ASTM A36 (a) e ASTM A514 Gr.Q (b) utilizados neste trabalho. Adaptado de [10]

Na Figura 7 é mostrada a microestrutura do ASTM A36 na condição “como soldado-CS” o que corrobora com o previsto pelos diagramas da Figura 6. Nota-se que na condição “como soldado”, a microestrutura próxima à linha de fusão é bastante heterogênea, sendo constituída de diversas morfologias de ferrita, perlita e possivelmente bainita ou até mesmo martensita.

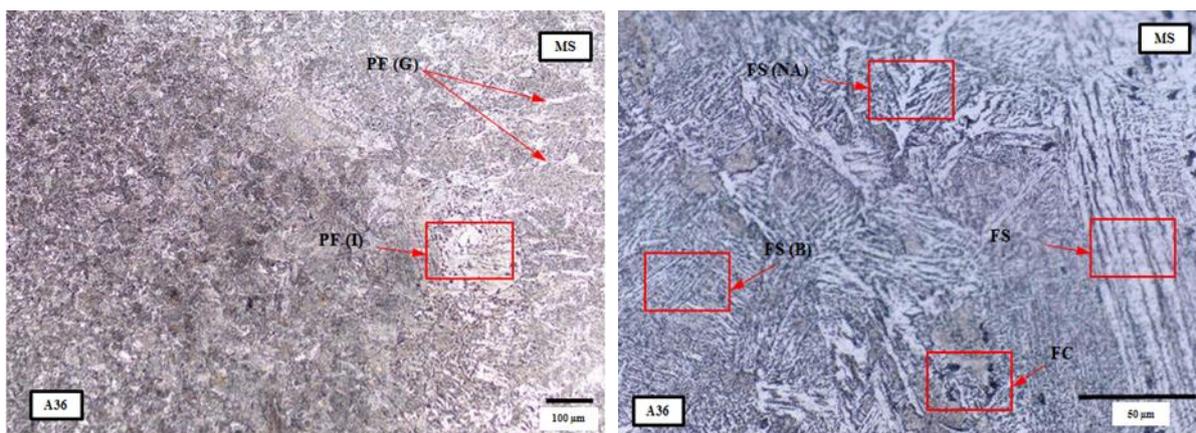


Figura 7 – Microestrutura - região A - linha de fusão A36 x MS, condição CS, MO – ataque: Nital 2%
 PF(G) – ferrita primária de contorno de grão; PF(I) – ferrita idiomórfica; FS – placas laterais de ferrita de Widmanstätten FS(NA) – ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada; FS(B) – bainita; FC – agregado ferrita-carbonetos

O ASTM A36 apresentou a 5 mm da linha de fusão um valor de 35J na condição “como soldado” possivelmente por encontrar-se na região intercrítica (700°C a 900°C). Entretanto, a 1 mm da linha de fusão, a

presença de microestrutura acicular pode ter contribuído ao acréscimo da tenacidade, onde foi observado um valor médio de 95J. Tal natureza acicular pode ter aumentado a tenacidade, pois uma morfologia de grãos emaranhados bem como contorno de alto ângulo e elevada densidade de discordâncias não propicia caminhos preferenciais para a propagação de trincas exigindo grande dispêndio de energia para a propagação desta, na medida em que suas ripas obrigam a trinca a mudar de direção constantemente [10,11].

A Figura 8 mostra a mesma região após o tratamento térmico de alívio de tensões.

Nota-se que após o tratamento térmico houve uma homogeneização da microestrutura e o efeito do TTAT não foi tão significativo a 1 mm da LF porém a 5 mm o seu efeito foi mais pronunciado, promovendo o aumento do valor médio de tenacidade de 35 para 95J nesta região.

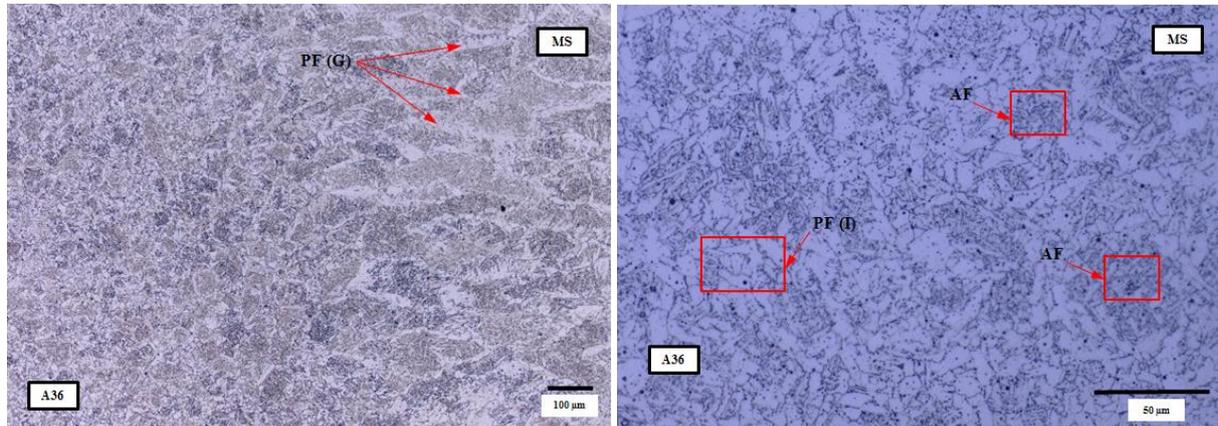


Figura 8 – Microestrutura - região A - linha de fusão A36 x MS, condição TTAT, MO – ataque: Nital 2%
PF(G) – ferrita primária de contorno de grão; PF(I) – ferrita idiomórfica; AF – ferrita acicular

A Figura 9 mostra a microestrutura da região da linha de fusão do lado do ASTM A514, tanto na condição “como soldado” como após TTAT. Levando-se em consideração uma taxa de resfriamento de 20K/s era de se esperar a obtenção de uma microestrutura basicamente composta por martensita.

Observa-se a presença de martensita, porém o que chama a atenção é a presença significativa de perlita no contorno do grão austenítico no ASTM A514 o que pode ter contribuído na redução da tenacidade encontrada a 1 mm da linha de fusão. Porém, a 5 mm da LF a tenacidade atinge o valor de 183J na condição “como soldado” o que vem de encontro com diversos estudos onde foi verificado que determinadas morfologias de microestrutura martensítica (ripas) produzem a melhor combinação de resistência mecânica e tenacidade do que qualquer outra microestrutura produzida em um aço, mesmo se comparada às microestruturas bainíticas [10,11].

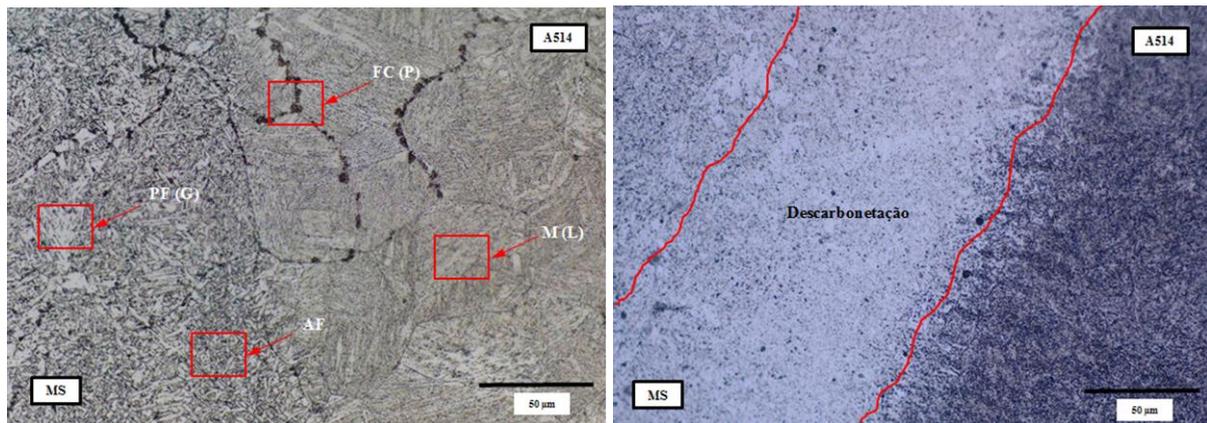


Figura 9 – Microestrutura - região B (MS-A514) - (à esq) “como soldado” com os contornos de grãos revelados pelo ataque, (à dir.) “após TTAT”, MO - aumento 500X – ataque: Nital 2%

PF(G) – ferrita primária de contorno de grão; AF – ferrita acicular; FC(P) – agregado ferrita-carbonetos;
M(L) - martensita

O aspecto da microestrutura após o TTAT e a significativa queda de dureza na região da linha de fusão sugere que houve uma descarbonetação. Este fenômeno é favorecido pela relação tempo x temperatura do tratamento térmico, sendo causado pela difusão de carbono na linha de fusão que é mais pronunciado em soldas, cujo metal de adição possui um conteúdo de carbono inferior ao metal de base, que é o caso do metal de solda C-

Mn com o A514 [14]. Entretanto, a 1 mm da LF ocorreu apenas uma ligeira queda na tenacidade. Notou-se um leve aumento da tenacidade a 5 mm da LF decorrente do revenimento da martensita.

Não foram observadas trincas, inclusive intergranulares (típicas da fragilização no revenido) que poderiam ser esperadas, após a execução do TTAT no A514. O fato de o tratamento térmico ter sido realizado a uma temperatura de 600°C, portanto fora da faixa crítica de 450° a 550°C, além de uma taxa de aquecimento e resfriamento adequados podem ter influenciado de modo a evitar tal fragilização. É bastante provável que o baixo teor de fósforo, a quase ausência de elementos tais como antimônio, estanho e arsênio e também a presença de vanádio tornaram o A514 menos susceptível a este fenômeno [12].

Na Figura 10 é mostrada a microestrutura do metal de solda na condição como soldado.

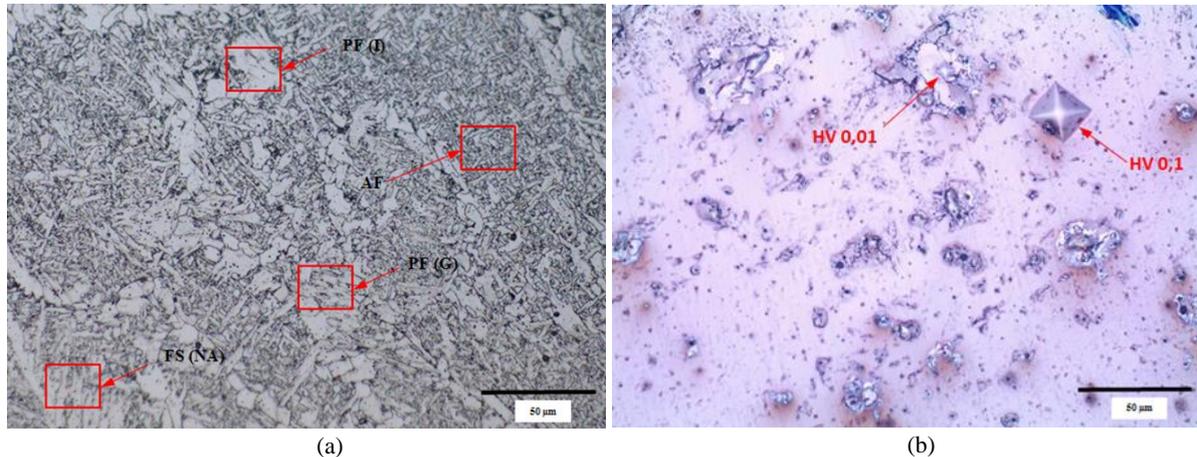


Figura 10 – Microestrutura - região C (raiz) – Metal de Solda , condição CS. Ataque nital 2% (a). Ataque LePera modificado (b) - MO - aumento 500X – ataque: Nital 2%

Considerando-se a composição química do metal de solda depositado conforme a Tabela 2 e os parâmetros de soldagem empregados, uma microestrutura composta basicamente por ferrita é a esperada. Na Figura 10 é mostrada uma microestrutura composta basicamente por FS(A)/FS(NA) e também por ferrita acicular. No que tange ao metal de solda nota-se que na condição, “como soldado” o valor de tenacidade obtido foi relativamente baixos, com uma média de 30J.

Aqui cabe destacar quais são os fatores que controlam as propriedades do metal de solda, mais especificamente a tenacidade, que segundo Evans e Bailey [13] são:

- (i) Taxa de resfriamento;
- (ii) Número de passes e como cada passe modifica a microestrutura do anterior;
- (iii) Composição química do metal de solda.

O tempo de resfriamento ($t_{8/5}$) é controlado pelo aporte de calor, temperatura de pré-aquecimento e interpasses. Taxas de resfriamento mais baixas produzem microestruturas mais grosseiras o que tendem a reduzir a tenacidade [13]. É importante salientar que os corpos de prova de impacto Charpy para avaliação do metal de solda foram removidos na raiz da junta. Observar que na raiz o aporte de calor é maior, e que na posição 3G é necessário oscilar o eletrodo. Assim, deposita-se uma menor quantidade de passes e conseqüentemente a porcentagem de região colunar é maior, reduzindo a tenacidade nesta região. O número e a seqüência de passes são importantes nas soldas de aços ferríticos, pois cada passe aquece uma porção do metal de solda pré-existente acima da temperatura de transformação formando austenita. Aquecendo a altas temperaturas, os grãos de austenita crescem e no resfriamento há a formação de microestruturas grosseiras, enquanto o aquecimento a temperaturas mais baixas resultam em microestruturas mais finas o que apresenta melhor tenacidade. Assim, é de se esperar que uma peça soldada na posição vertical apresente microestruturas mais grosseiras, visto que na maioria das situações é necessário oscilar o eletrodo, o que aumenta o aporte de calor. O número de passes também é menor e assim menor é a fração de metal de solda refinado pelos passes subsequentes [11,12,14]. Na Figura 11 é mostrada a localização do entalhe do corpo de prova de impacto Charpy na raiz da solda. A proporção de grãos colunares foi estimada em 40%, a de grãos grosseiros é de 30% e de grãos refinados de 30%. A respeito da composição química na raiz é importante destacar o efeito da diluição. Sendo assim, foi realizada nesta região uma análise química por espectrometria na superfície da fratura do corpo de prova Charpy. Na Figura 11 é mostrada a superfície ensaiada e na Tabela 4 os valores obtidos.

Nota-se, pela análise dos valores que a diluição na raiz atuou basicamente no sentido de aumentar o teor de carbono e elementos de liga no metal de solda. Considerando-se tal composição existe a possibilidade de formação de microfases como a M-A. De fato, no perfil de dureza do metal de solda, foi anotado um pico de

dureza na condição CS, sendo o valor discrepante dos demais o que sugeriu a presença de algum microconstituente duro naquela região

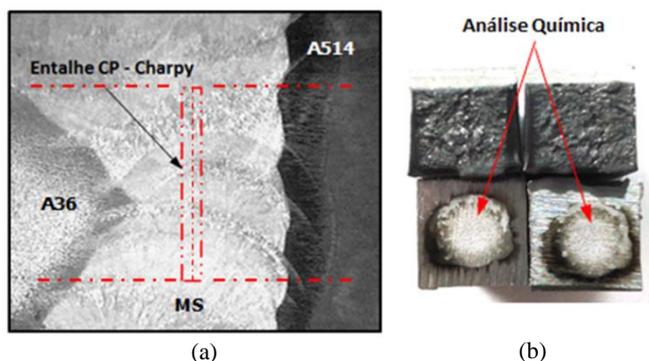


Figura 11 – Macrografia da região C (raiz) indicando a posição do entalhe dos corpos de prova Charpy, ataque Nital 5% (a) Análise química do metal de solda realizada na superfície fraturada do corpo de prova Charpy (b).

Tabela 4 – Análise química do metal de solda na raiz. Valores em %

elemento MA	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
Metal de Adição	0,05	1,21	0,015	0,011	0,53	0,02	0,01	0,02	0,02
Metal de Solda Raiz	0,09	1,44	0,016	0,010	0,64	0,17	0,15	0,05	0,02

O constituinte M-A pode reduzir a tenacidade do metal de solda, quando este se apresenta na forma de blocos constituídos por martensita associados com carbonetos em ilhas dispersas aleatoriamente [15,16,17]. É importante notar que o ataque com o Nital tem como característica básica revelar contornos de grãos ferríticos [18,19] e por isso a micrografia realizada com esse ataque no metal de solda não foi capaz de revelar a presença de microfases. Para se revelar a presença de outros microconstituintes ou microfases deve-se preparar um ataque mais adequado para este propósito. O ataque LePera mostra-se adequado para este fim, visto que as fases ferrita, bainita, martensita e austenita podem ser revelados com bastante nitidez, principalmente as duas últimas. Se o aço é atacado com o reagente Lepera, a ferrita é revelada na cor azul ou azul escuro, a bainita apresenta uma coloração que tende ao marrom e tanto a martensita quando a austenita são evidenciadas na cor branca [20]

Assim, a superfície da fratura indicada na Figura 11 foi preparada para análise por microscopia óptica e atacada com o reagente Lepera. Na Figura 10, à direita, é mostrada uma imagem da microestrutura.

A microestrutura revelou claramente a presença de microconstituintes brancos que são indicativos da martensita e austenita. Para efeitos de comprovação, foram realizadas medições de dureza, sendo uma na matriz empregando a escala HV 0,1 (100g) e outra no microconstituente branco na escala HV 0,01 (10g). A média de três medições para a matriz foi de 208 ± 3 HV-0,1 e a média para o microconstituente branco foi de 341 ± 6 HV-0,01. É importante salientar que a dureza da martensita depende basicamente do teor de carbono. Segundo alguns pesquisadores [21], para um teor aproximado de 0,1% de C o valor corresponde de dureza é de aproximadamente 350 DPH o que corrobora com a hipótese de qual tal microconstituente é martensita ou M-A.

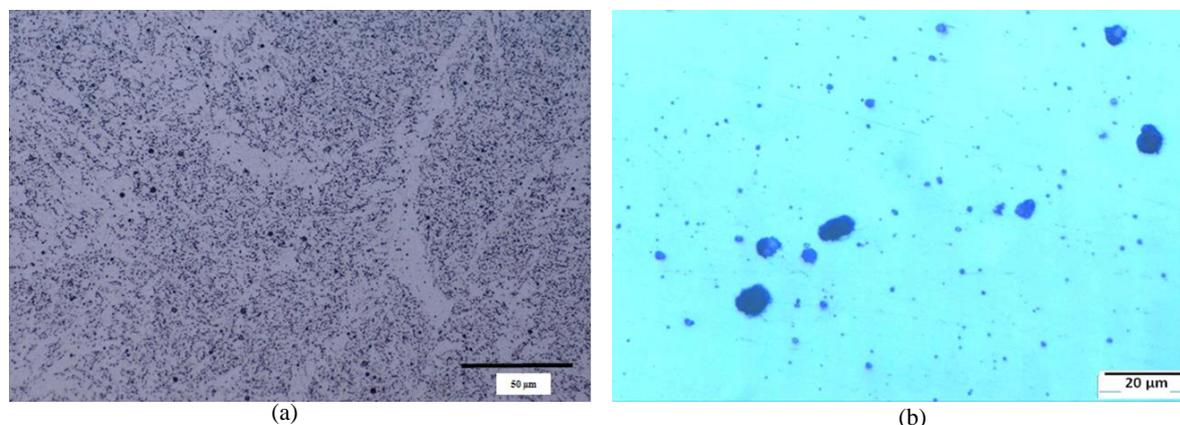


Figura 12 – Microestrutura - região C (raiz) – metal de solda, condição TTAT, MO – (a) ataque Nital 2% aumento 500 X; (b) ataque Picral, aumento 1000 X.

Na Figura 12 observa-se o aspecto da microestrutura do metal de solda após o tratamento térmico de alívio de tensões. Na mesma figura, á direita, é mostrada a presença de possíveis carbonetos precipitados. À medida que os carbonetos estejam finamente dispersos na matriz do metal de solda, o fenômeno da coalescência já ocorre mesmo em curtos ciclos térmicos da soldagem, sendo mais intensificado quando a junta sofre um TTAT [11]. Esta poderia ser uma explicação para a queda da tenacidade do metal de solda após o TTAT, pois o coalescimento dos carbonetos provoca um aumento na temperatura da transição, ou em outras palavras, em um decréscimo da tenacidade [12]. Para comprovar a existência de carbonetos foi realizada uma microanálise química por energia dispersiva (EDS). Para tal fim, inicialmente foram identificados no MEV possíveis carbonetos coalescidos, como pode ser notado na Figura 13. O contraste mostrado à direita evidencia a presença de partículas, não de poros.

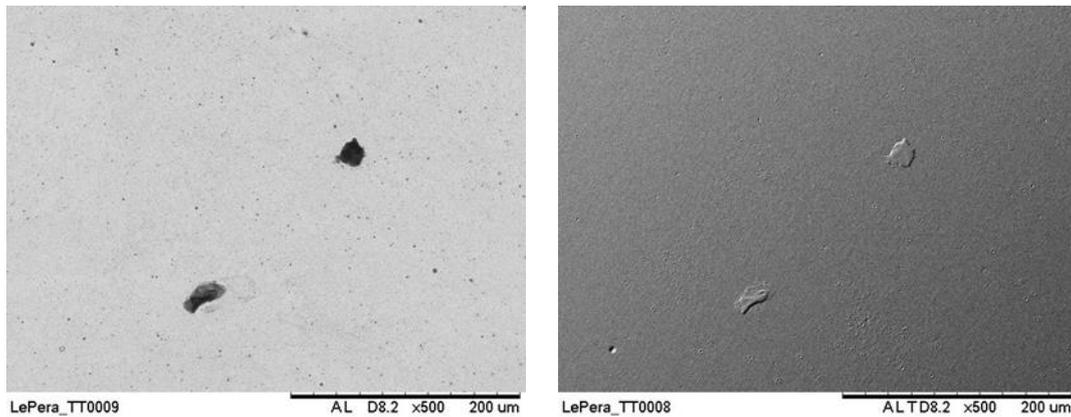


Figura 13 – Carbonetos - região C (raiz) – metal de solda, condição TTAT, aumento 500 X, MEV, Ataque: LePera Modificado.

Na Figura 14 está delimitada a área de interesse a ser analisada e o espectro obtido por EDS onde se destaca a presença dos elementos Fe e C, sendo o Fe claramente identificado pelos picos bem definidos K α e K β na posição de faixa de energia de 6 a 7,5 keV sendo a razão dos picos de aproximadamente 10:1. O elemento C também pode ser claramente identificado através de um pico anotado para energias entre 0,2 e 0,4 keV.

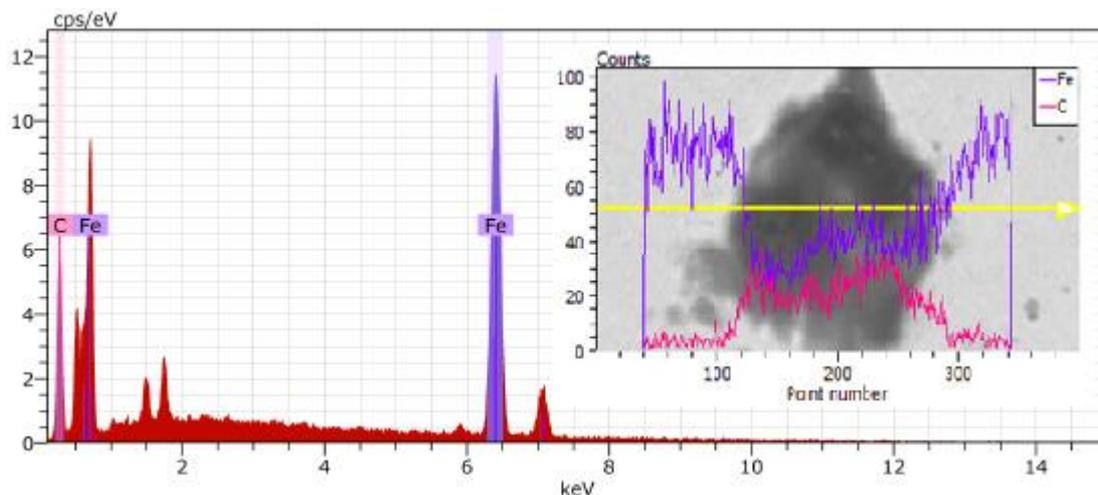


Figura 14 – Espectro e perfil de composição de região contendo carboneto - região C (raiz) – metal de solda, condição TTAT, MEV – ataque: LePera Modificado.

Na mesma figura é mostrado um perfil de composição na região contendo o carboneto analisado. Nota-se que o perfil para a matriz corresponde a composição química de um aço carbono, enquanto que, o perfil obtido no interior da partícula sugere a presença de um carboneto de ferro de estequiometria diferente da cementita.

Diante do exposto, as possíveis causas da baixa tenacidade encontrada no metal de solda, tanto na condição CS, como na condição TTAT podem ser resumidas a seguir:

- Frações de grãos colunares e grosseiros na raiz da solda;
- Presença de ferrita de contorno de grão e de placas laterais em detrimento da ferrita acicular.
- Efeitos da diluição na região da raiz e conseqüente formação de microfases frágeis (M-A);
- Precipitação e coalescimento de carbonetos após tratamento térmico de alívio de tensões

De todos os aspectos abordados neste trabalho, é a tenacidade no metal de solda o ponto crítico para a soldagem de juntas de ASTM A36 com o ASTM A514 pelo processo arame tubular.

Os valores de tenacidade obtidos no metal de solda retratam dois cenários distintos: o primeiro é que, apesar do baixo valor médio de 30J na condição CS, o mesmo ainda atende os requisitos de impacto da norma AWS D1.1. O segundo é que o valor médio de 12J na condição TTAT não atendem tais requisitos.

Na condição CS o fato do valor de 30J estar próximo do mínimo exigido também requer atenção, sendo interessante a obtenção de valores com maiores margens de segurança. Na condição TTAT é necessário a busca por uma alternativa que viabilize a soldagem em situações onde o emprego do tratamento térmico é fundamental.

Dentre as alternativas possíveis, a que tem maior potencial de promover resultados práticos é a escolha do consumível mais adequado para cada situação. Para a condição CS ainda seria possível o emprego do E71T-1 de forma mais satisfatória desde que sejam obedecidos alguns limites mais estreitos de composição química do que aqueles estabelecidos pela norma. Este trabalho mostrou que o teor de carbono do metal de solda na raiz aumentou de 0,05% para 0,09% devido ao efeito da diluição, promovendo os efeitos deletérios já discutidos. Deste modo, a alternativa mais econômica seria escolher uma corrida onde o teor de C do consumível seja o menor possível. Há fabricantes que produzem arames E71T-1 com teor médio de C de 0,02% e com valores de impacto médio de 137 J a - 20°C. Uma alternativa bem próxima do E71T-1 seria o E71T-9, onde valores médios de 108 J a - 30°C podem ser obtidos. É evidente que tais valores servem apenas como referência, pois os efeitos da diluição em juntas dissimilares produzem efeitos que apenas podem ser avaliados por soldagem e ensaios de peças de testes.

Uma outra alternativa seria o emprego de consumíveis apropriados para a soldagem de juntas de ASTM A514 mesmo considerando uma soldagem dissimilar com aços C-Mn. Dentro deste contexto, os consumíveis com a adição de níquel merecem destaque. Diversos estudos e normas apontam que a presença de níquel até um teor máximo de 2,5% atua no sentido de melhorar a tenacidade do metal de solda e ser efetivo na manutenção da temperatura de transição [12,22,23]. Assim, consumíveis com a classificação AWS A5.29 EXXXT5-K4 assumem um papel de destaque para tais aplicações.

4. Conclusões

Tendo em vista os resultados obtidos pode-se concluir que:

- a) O metal de solda após TTAT apresentou baixos valores de tenacidade o que demonstra que o metal de adição E71T-1C não é adequado para aplicações a baixas temperaturas após sofrer este tipo de tratamento térmico;
- b) Foi observada a presença de perlita no contorno de grão austenítico na região da ZAC do ASTM A514 na condição “como soldado” e a ocorrência de descarbonetação na mesma região após o tratamento térmico de alívio de tensões, no entanto tais indicações não apresentaram caráter deletério;
- c) Foi identificada no metal de solda na região da raiz a presença do microconstituente martensita-austenita na condição “como soldado”, o que contribuiu para a redução da tenacidade nesta região;
- d) Não ocorreram trincas intergranulares (indicativas da fragilização do revenido) tanto na ZAC quanto no metal de base ASTM A514;
- e) Ocorreu a precipitação e coalescimento de carbonetos no metal de solda após tratamento térmico de alívio de tensões.

5. Agradecimentos

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN, a Prensas Schuler Brasil S/A por fornecer os recursos materiais em especial ao Eng.º Fábio Ávila, Chefe do Departamento de Caldeiraria e ao Soldador Virnete Gonçalves pela soldagem das peças de testes.

6. Referências

- [1] STANDARD Specification for High-Yield-Strength, Quenched and Tempered Alloy Steel Plate, Suitable for Welding: A514/A514M. American Society for Testing Materials, 2005.
- [2] Structural Welding Code – Steel: AWS D1.1/D1.1M. American Welding Society, 2010.
- [3] SWIFT, R.A.; ROGERS, H.C. A Critical Review of Weld Metal Embrittlement., 17p. Artigo - Welding Research Supplement, American Welding Society, 1971.
- [4] STANDARD Specification for Carbon Structural Steel: A36/A36M. American Society for Testing Materials, 2008.
- [5] SPECIFICATION for Carbon Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding: A5.20-2010. American Welding society, 2010.
- [6] STANDARD Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. A370-13. American Society for Testing Materials, 2013.
- [7] NORMA Soldagem: N- 133 rev.K. PETROBRAS. 2012.
- [8] DIETER,G.E. Mechanical Metallurgy. McGraw-Hill Book Co: SI Edition, 1988. 751p.
- [9] ASM Handbook. Vol.12 – Fractography . ASM International. 1990.
- [10] Disponível em: <http://calculations.ewi.org/VJP/MaterialsModeling.html>. Acesso em 15/10/2015.
- [11] GRANJON, H. Les bases métallurgiques du soudage. Institut de Soudure: editeur PSA, 2000. 233p.
- [12] LANCASTER, J.F. Metallurgy of Welding. Sixth Edition. Cambridge: Abington Publishing, 1999. 468p.
- [13] SCHULZ-BEENKEN.A. Martensite in Steels: its Significance, Recent Developments and Trends
- [14] EVANS, G.M.; BAILEY, N. Metallurgy of Basic Weld Metal. First Edition. Cambridge: Abington Publishing, 1997. 432p.
- [15] GARLAND, J.G.; KIRKWOOD, P.R. The Notch Toughness of Submerged Arc Weld Metal in Micro Alloyed Structural Steels. British Steel Corporation. GS/PROD/499, 1974.
- [16] SVENSSON, L.E; GRETOFT, B. Microstructure and Impact Toughness of C-Mn Weld Metals, 8p. Artigo - Welding Research Supplement, American Welding Society, 1990.
- [17] GLOVER, A.G; McGRATH, J.T.; TINKLER, M.J.; WEATHERLY, G.C. The Influence of Cooling Rate and Composition on Weld Metal Microstructures in C/Mn and HSLA Steel, 8p. Artigo - Welding Research Supplement, American Welding Society, 1977.
- [18] ASM Metallographic Guide: Iron and Steels. ASM International.2002.
- [19] BRAMFITT,B.L.; BENSCOTER,A.O. Common etchants for Iron and Steels., Artigo – Advanced Materials & Process, ASM International, 2002.
- [20] ZAKERINIA,H; KERMANPUR,A.; NAJAFIZADEH,A. Color metallography: a suitable method for characterization of martensite and bainite in multiphase steels, artigo - Vol.6, n.º1, p 14-18, International Journal of ISSI, 2009.
- [21] KRAUSS,G. Martensite in steel: strength and structure, artigo – A273-275:40-51, Materials Science and Engineering, Nov.1999.
- [22] SPECIFICATION for Carbon and Low Alloy Steel Flux Cored Electrodes for Flux Cored Arc Welding and Metal Cored Electrodes for Gas Metal Arc Welding: A5.36/A5.36M-2012. American Welding Society, 2012
- [23] TRINDADE, V.B.; PARANHOS, R.P.R.; PAYAO, J.C.; SOUZA, L.F.G. Influência da adição de níquel na tenacidade de metais de solda de aços C-Mn antes a após tratamento térmico de alívio de tensões. Revista Soldagem & Inspeção. São Paulo. Jan.2005.