

## **CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DA JUNTA SOLDADA DE UM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA-ARBL SOLDADA PELO PROCESSO MIG/MAG.**

**José Francisco dos REIS SOBRINHO (1); Nelson Guedes de ALCÂNTARA (2); Priscylla Jordânia Pereira de MESQUITA (3); Jaqueline Cardoso FERREIRA (4);**

(1) CEFET-PI, Praça da Liberdade, 1597, Centro Norte, (86) 3215 5208, e-mail: [reissobrinho@gmail.com](mailto:reissobrinho@gmail.com)

(2) UFSCar, e-mail: [nelson@power.ufscar.br](mailto:nelson@power.ufscar.br)

(3) CEFET-PI, e-mail: [priscyllajordania@gmail.com](mailto:priscyllajordania@gmail.com)

(4) CEFET-PI, e-mail: [jaquelinee15@hotmail.com](mailto:jaquelinee15@hotmail.com)

### **RESUMO**

Os Aços de Alta Resistência estão sendo cada dia mais utilizados, por apresentarem alta resistência e ao mesmo tempo alta tenacidade, podendo assim possibilitar a construção de estruturas mais leves. A soldabilidade de aços de alta resistência tornou-se de grande importância na produção de estruturas de elevada integridade, tais como oleodutos, vasos de pressão e tubulações de plataformas marítimas, onde as propriedades são fortemente influenciadas pela microestrutura resultante do metal de solda e da ZAT. A identificação dos constituintes microestruturais da zona afetada termicamente -ZAT e sua correlação com as propriedades mecânicas é utilizada quando se pretende avaliar a soldabilidade de um aço, o que é uma atividade complexa e polêmica, pois exige cuidados com a preparação de amostras, e ainda assim corre-se o risco de não estar analisando a região desejada. Neste trabalho, procurou-se concentrar a análise na região de grão grosseiro - RGG da ZAT onde as propriedades da junta soldada são mais críticas. O material utilizado foi um aço de alta resistência e baixa liga e eletrodo AWS ER 70S-6. A soldagem foi feita pelo processo a arco elétrico com proteção gasosa – SAMG (MIG/MAG), variando-se a tensão conseqüentemente a energia de soldagem. Foram feitas análises das propriedades mecânicas da junta soldada através de ensaios de tração, impacto charpy e de dureza pelo método Vickers e da microestrutura via microscopia ótica. Pretende-se observar o comportamento das propriedades mecânicas e da microestrutura com a variação da tensão, mantendo-se constante a corrente de soldagem, a velocidade de soldagem, a velocidade de alimentação do arame e stick-out, bem como a espessura das chapas.

**Palavras-chave:** Aço de Alta Resistência, Soldabilidade, Microestrutura, Dureza.

## 1. INTRODUÇÃO

Na seleção de um aço estrutural, a soldabilidade e propriedades mecânicas de juntas soldada são itens tão importantes quanto as propriedades individuais do aço. Recentemente, fatores como elevada resistência mecânica do MB, utilização de processos de soldagem caracterizados por alta taxa de diluição, uso generalizado de elementos microligantes e especificações cada vez mais restritivas no que concerne aos valores de impacto, deram ênfase à responsabilidade da operação de soldagem na integridade final da estrutura (FERRANTE, 1989).

Uma série de correlação envolvendo microestrutura e propriedades do MS podem ser feitas. Como exemplo: relacioná-las via análise do efeito dos elementos de liga e inclusões, e apresentar alguns princípios de aplicação prática. Entre os microconstituintes estruturais, o mais desejado na junta soldada é a ferrita acicular (FA), cuja ação positiva sobre resistência e impacto tem sido plenamente demonstrada (FERRANTE, 1989).

O presente trabalho utiliza uma metodologia para estudo da soldabilidade de aços de alta resistência e avaliar a susceptibilidade desse aço à ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio ou trinca a frio. Através da análise da microestrutura e da dureza resultante da aplicação de ciclos térmicos, procurou-se caracterizar as condições ideais para a soldagem do aço em estudo (REIS SOBRINHO, et al.; 2007). O diagrama de eficiência térmica de Bernard, também foi utilizado como técnica para a análise dos parâmetros de soldagem, e estabelecer a relação entre dureza e microestrutura.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

As propriedades mecânicas definem o comportamento de um material quando sujeito a esforços de natureza mecânica, e correspondem às propriedades que, para um material específico, determinam a sua capacidade de transmitir e resistir aos esforços que lhe são aplicados, sem rompimento ou sem deformações dentro de certos limites. Como a solda constitui um elo de continuidade metálica entre componentes de uma estrutura ou equipamento, suas propriedades devem ser compatíveis com as propriedades mecânicas do MB. Dessa forma, podem-se estabelecer algumas relações entre as propriedades da junta soldada e os diversos métodos de ensaio (OKUMURA, 1982).

As propriedades da junta soldada como um todo podem também ser afetadas pela forma do perfil e a direção em que a solda é depositada relativamente à principal tensão aplicada. Numa junta de topo o ângulo entre o reforço da solda e a superfície da chapa equivale à medida da concentração de tensão na linha de fusão. O aumento dessa concentração de tensão reduz a resistência à fadiga. Do mesmo modo, a probabilidade de trinca devido a outros mecanismos de fragilização semelhante à fragilização pelo hidrogênio é aumentada com a redução do ângulo de reforço (LANCASTER, 1980).

Outro fator que afeta as propriedades finais da junta soldada, e em especial a tenacidade, são as tensões residuais ocasionadas pelas elevadas taxas de aquecimento que ocorrem durante a soldagem, provocando tensões compressivas pela restrição da expansão no aquecimento, e trativas, pela restrição da contração no resfriamento com relação ao metal que está sendo soldado (OKUMURA, 1982).

As propriedades mecânicas do MS, em uma solda com um único passe, são uniformes. Na prática, muitas soldas são executadas com passos múltiplos, e tanto o MS como o MB não fundido, contém uma ou mais ZAT. O limite de resistência e o limite de escoamento da ZAT nos aços devem se apresentar iguais ou superiores aos do MB, para que se obtenha uma junta soldada de boa qualidade (LANCASTER, 1980).

Todas as regiões da ZAT podem ter suas propriedades alteradas em relação ao MB devido ao ciclo térmico. Entretanto, de uma maneira geral, a região que maior alteração sofre e, portanto, onde as propriedades mecânicas podem ser mais prejudicadas, é a região de grãos grosseiros. Exceções podem ocorrer em aços sensíveis à fragilização por envelhecimento por deformação, onde a região subcrítica pode ser fragilizada, e em aços temperados e revenidos, onde todas as regiões podem sofrer o amaciamento (EASTERLING et al.; 1983, MONDENESI et al.; 1985).

As grandes variações microestruturais ocorridas na ZAT devidas aos diferentes ciclos térmicos sofridos por pontos muito próximos à linha de fusão trazem como consequência, mudanças nas suas propriedades de região para região, dificultando as suas medidas em uma delas e resultando em dispersão nos resultados do ensaio, particularmente no ensaio Charpy (MONDENESI et al.; 1985).

As taxas de resfriamento, quando muito elevadas, proporcionam microconstituintes de baixa temperatura de transformação e de alta dureza e, portanto, de baixa tenacidade. Por outro lado, taxas muito lentas conduzem à formação de estruturas ferríticas grosseiras e frágeis. Principalmente na região de grãos grosseiros da zona afetada termicamente - ZATRGG próximo à linha de fusão. Esta fragilização torna-se mais acentuada em aços de alta resistência devido à sua maior temperabilidade. Portanto, devem-se aplicar taxas ou tempo de resfriamento adequados ao tipo de aço que está sendo soldado, de acordo com a sua curva CCT (ASKELSEN et al.; 1987).

Conforme apresentado anteriormente, na maioria dos casos, a região de grãos grosseira sofre uma fragilização mais intensa durante a soldagem. Processos de baixa energia de soldagem, que causam velocidades de resfriamento relativamente altas, geram uma estrutura mais fina e, portanto, de menor fragilidade em aços de baixa temperabilidade. Em aços de temperabilidade mais elevada, a formação de martensita pode mascarar essa tendência. Nessas condições, quanto maior for o teor de carbono mais frágil será a estrutura a ser formada, sendo a martensita maclada a estrutura mais frágil a se formar na ZAT. Entretanto, martensita auto-revenida é um produto tenaz, quando comparado, por exemplo, com a bainita superior. Assim, em certos aços de baixa liga e baixo carbono, altas velocidades de resfriamento podem gerar uma ZAT mais tenaz devido à formação deste microconstituente. Processos de alta energia de soldagem tendem a gerar uma ZAT excessivamente grosseira e, portanto, de baixa tenacidade (LANCASTER, 1980, MONDENESI et al.; 1987).

A adição de elementos microligantes como alumínio, nióbio, titânio ou vanádio para refinar a granulometria em aços C-Mn, pode ser benéfica ou não à tenacidade da ZAT. O problema do efeito da adição destes elementos na tenacidade da ZAT é complexo, e existindo autores que observam efeitos benéficos e outros que observam efeitos prejudiciais particularmente no caso do Nb. Há, entretanto, indicações de que, em muitos casos, existe um teor ótimo de microligantes. No caso de adições de Al a aços C- Mn, este teor situa-se em torno de 0,01% (LANCASTER, 1980, MONDENESI et al.; 1987).

Os principais efeitos do Nb na ZAT podem ser resumidos da seguinte forma (LANCASTER, 1980, MONDENESI et al.; 1987): Pode reduzir o tamanho de grão austenítico em processos com baixa energia de soldagem; em solução sólida, geralmente aumenta a temperabilidade; causa endurecimento por precipitação se a ZAT é resfriada lentamente. A interação destes fatores torna possível prever o papel deste elemento na tenacidade da ZAT. Certos resultados indicam que, para baixo teor de carbono (0,05%) e resfriamento rápido, a tenacidade é melhorada, devido possivelmente a um aumento da temperabilidade da liga e formação de martensita autorevenida na ZAT (9). Para teores mais elevados de C, a tenacidade da ZAT parece não ser muito afetada pela adição de Nb. Sob condição de resfriamento lento, em ambos os casos a tenacidade pode ser diminuída, quando comparada com a ZAT sem adição de Nb. Adições de Ni melhoram a tenacidade da ZAT e do aço em geral. Quanto maior o teor de Ni, menor a temperatura de transição dútil-frágil. Adições de C aumentam a dureza e diminuem a tenacidade de qualquer produto de transformação, particularmente da martensita (LANCASTER, 1980).

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS (METODOLOGIA)

O processo de soldagem utilizado foi SAMG com energias de soldagem de 0.8 kJ/cm<sup>2</sup> e 1,3 kJ/cm<sup>2</sup> obtidas conforme tabela 1, um sistema de análise térmica constituído de termopar, interface analógico digital e um microcomputador, chapas de aço ASTM 514 com composição química e propriedades mecânicas ligeiramente variadas, nas espessuras de 8,3 e 16mm, composição química 0,153C; 1,105Mn; 0,023P; 0,010S; 0,251Si; 0,042Al; ≤0,005Nb; ≤0,005V, ≤0,005Ti, 0,009Cu; 0,015Cr; ≤0,005Mo; 0,0004B; 0,022Ni em peso percentual, Carbono Equivalente 0,34, arame de classificação AWS ER 70S-6 com diâmetro de 1,2 mm e composição química 0,060C; 1,507Mn; 0,009P; 0,010S; 0,424Si, 0,040Al; 0,006Nb; ≤0,005V; ≤0,005Ti; 0,181Cu; 0,031Cr; 0,252Mo; 0,0004B; 1,881Ni.

Como consumíveis, foram utilizados arames do tipo AWS ER70S-6 de 1,2 mm de diâmetro e como gás de proteção foi utilizado uma mistura de Ar/CO<sub>2</sub> com 20% de CO<sub>2</sub>.

Os limites de resistência e de escoamento, e o alongamento do aço foi determinado por meio de ensaios realizados numa máquina de tração INSTRON com capacidade nominal de 25 t, localizada no DEMa-UFSCar, segundo a orientação da Norma ASTM E 8 – 96, e são apresentados na tabela 1.

**Tabela 3. 2 - Propriedades mecânicas do aço e consumível**

Material	$\sigma_e$ MPa	$\sigma_r$ MPa	Alongamento %	Resistência ao Impacto entalhe
				V J
Aço Real	350	493	35	35 0 °C
Eletrodo AWS E70S-6 Nominal	480	580	29	35 -29 °C

O ensaio de impacto Charpy foi utilizado para analisar a energia absorvida no MS das amostras submetidas a esse ensaio. Essa energia é considerada como a medida de tenacidade à fratura. Para a realização deste ensaio, foram seguidas orientações da Norma ASTM E 23 – 96, e utilizando um equipamento de marca HECKERT, denominado PSD/300/150, com capacidade para 150 J e 300 J. Para a realização dos ensaios, empregou-se o martelo de 150 J.

As medidas de dureza foram obtidas pelo método Vickers, utilizando-se para isto um durômetro universal de marca HECKERT, empregando-se uma carga de 5kgf e um penetrador de diamante piramidal de base quadrada com ângulo de 136° entre as faces opostas, seguindo-se orientações da norma ASTM E 92-82.

Foram confeccionadas oito juntas soldadas tipo tekken com um cordão de solda (cordão de raiz) de boa penetração e sem provocar a fusão da abertura da raiz do corpo de prova, na qual foi feito um furo preestabelecido onde foi introduzido um termopar do tipo B Pt-Rh (6%)/Pt-Rh (30%), com 0,5 mm de diâmetro, protegido com tubo capilar cerâmico na ZAT, para determinação das curvas de resfriamento.

Amostras do metal de base e do metal de adição foram retiradas para análise química via espectrometria do plasma num aparelho ICP OPTIMA 300, com exceção do C e S, que foram determinados através de um aparelho LECO CS 444LS, e para avaliação microestrutural com microscopia ótica. A identificação dos microconstituintes presentes foi executada, com aumentos de 500X e a classificação dos constituintes foi feita conforme o documento IX-1533-88 do Instituto Internacional de Soldagem (IIW/ISS), (VENTRELLA, et al.; 2001). Foram realizadas também medidas de dureza vickers empregando – se carga de 5 kgf e um penetrador piramidal, seguindo orientações da norma ASTM E 92-82.

#### **4. ANALISE E INTERPRETAÇÃO DOS DADOS**

A ZATRGG é a região onde as propriedades mecânicas da junta soldada sofrem alterações significativas, e podem ocorrer as trincas a frio. Portanto, essa é a região analisada quando se quer avaliar a soldabilidade de um aço. Sendo assim, a análise microestrutural apresentada a seguir, foi realizada nesta região, a 0,5 mm da linha de fusão, próximo da extremidade do furo do termopar, onde a temperatura máxima atingiu valores entre 1195 e 1570 °C.

A condição S-1, com espessura de 8,3 mm, soldada com energia de soldagem 0,87 kJ/mm à temperatura ambiente, apresentou uma variedade maior de constituintes microestruturais, em que, além da presença de martensita, observam-se também a ferrita poligonal de contorno de grão e algumas colônias de ferrita de segunda fase alinhada, ver figura 1a.

A condição S-5, com espessura de 8,3 mm, soldada com energia de soldagem de 0,87 kJ/mm e pré-aquecida a 100 °C, apresenta uma microestrutura na qual há uma predominância de ferrita de segunda fase alinhada, com a presença de algumas ferritas de placas laterais, o que justifica os valores de dureza correspondentes a esta região da ZAT. Conforme é mostrada na figura 1b.

A condição S-8, com espessura de 8,3, mm soldada com energia de soldagem de 0,87 kJ/mm e a temperatura ambiente, apresenta uma microestrutura tipicamente martensítica com a presença de algumas colônias de ferrita de segunda fase alinhada, o que se confirma pelos resultados de dureza obtidos nesta região, conforme mostra a figura 2a.

A condição S-2, com espessura de 16 mm, soldada com energia de soldagem 0,87 kJ/mm com pré-aquecimento de 100 °C, apresenta uma microestrutura onde há predominância de ferrita de segunda fase alinhada, com a presença de ferrita poligonal intragranular e algumas colônias de martensita, o que provavelmente contribuiu para um valor de dureza mais elevado 310HV<sub>5</sub>, conforme mostra a figura 2b.



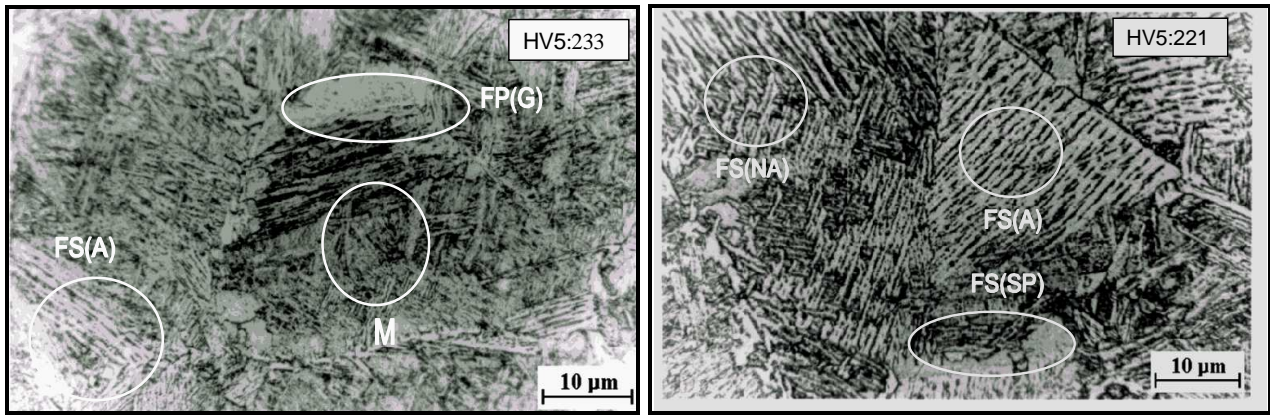


Figura 1a- Microestrutura da ZATRGG obtida com  $H = 0,87 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 8,3 \text{ mm}$  sem pré-aquecimento e com  $\Delta t_{800-500} = 9,8 \text{ s}$ . b - Microestrutura da ZATRGG obtida com  $H = 0,87 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 8,3 \text{ mm}$  e pré-aquecimento de  $100^\circ\text{C}$  com  $\Delta t_{800-500} = 16,1 \text{ s}$

A condição S-3, com espessura de  $8,3 \text{ mm}$ , soldada com energia de soldagem  $1,23 \text{ kJ/mm}$  à temperatura ambiente, apresenta uma microestrutura predominantemente ferrítica, onde estão presentes ferrita poligonal de contorno de grão, ferrita de segunda fase alinhada, podendo-se observar ainda algumas colônias de ferrita acicular, ver figura 3a, o que justifica a baixa dureza encontrada nesta região, em torno de  $216 \text{ HV}_5$ .

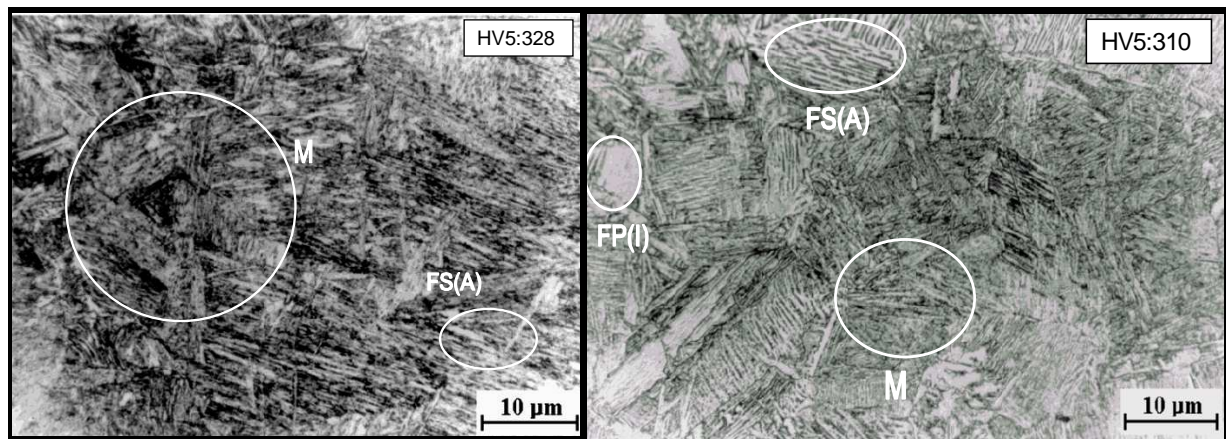


Figura 2a - Microestrutura da ZATRGG obtida com  $H = 0,87 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 16 \text{ mm}$  sem pré-aquecimento com  $\Delta t_{800-500}$  de  $2,57 \text{ s}$ . b - Microestrutura da ZATRGG obtida com  $H = 0,87 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 16 \text{ mm}$  e pré-aquecimento de  $100^\circ\text{C}$ , com  $\Delta t_{800-500} = 4,8 \text{ s}$ .

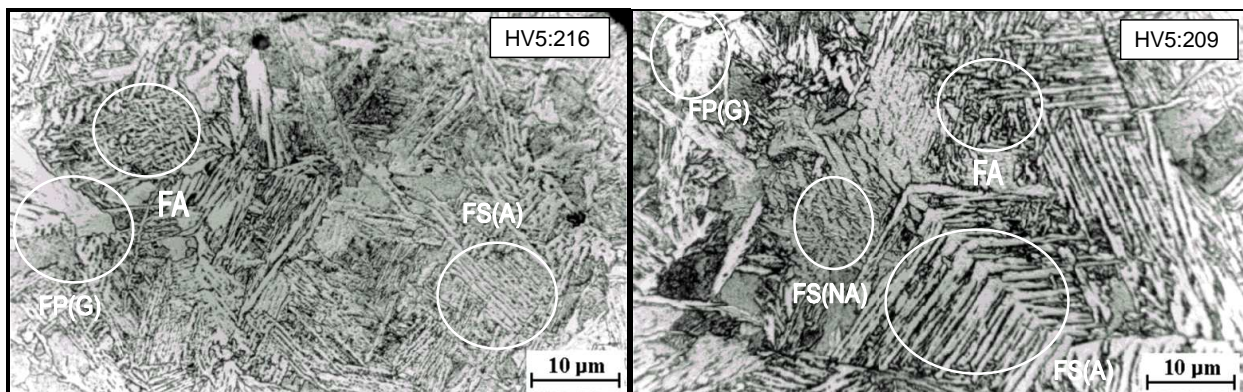


Figura 3a - Microestrutura da ZATRGG obtida com  $H = 1,23 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 8,3 \text{ mm}$  sem pré-aquecimento, com  $\Delta t_{800-500} = 13,3 \text{ s}$ . b - Microestrutura da ZATRGG obtida com  $H = 1,23 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 8,3 \text{ mm}$  e pré-aquecimento de  $100^\circ\text{C}$ , com  $\Delta t_{800-500} = 22,1 \text{ s}$

A condição S-6, com espessura de  $8,3 \text{ mm}$ , soldada com energia de soldagem  $1,23 \text{ kJ/mm}$ , com pré-aquecimento de  $100^\circ\text{C}$ , revela microestrutura bem variada, com presença marcante de ferrita de segunda



fase alinhada, ferrita poligonal de contorno de grão e ferrita de segunda fase não alinhada, e apresenta ainda pequenas colônias de ferrita acicular, como mostra a figura 3b.

A condição S-7, com espessura de 16 mm, soldada com energia de soldagem 1,23 kJ/mm à temperatura ambiente, mostra microestrutura também variada, com a presença de algumas colônias de martensita, ferrita poligonal intragranular, ferrita de segunda fase não alinhada e com a presença maior de ferrita de segunda fase alinhada, conforme apresenta a figura 4a.

A condição S-4, com espessura de 16 mm, soldada com energia de soldagem 1,23 kJ/mm com pré-aquecimento de 100 °C, revela microestrutura tipicamente de ferrita de segunda fase alinhada, com a presença de algumas ferrita de segunda fase não alinhada, como mostra a figura 4b.

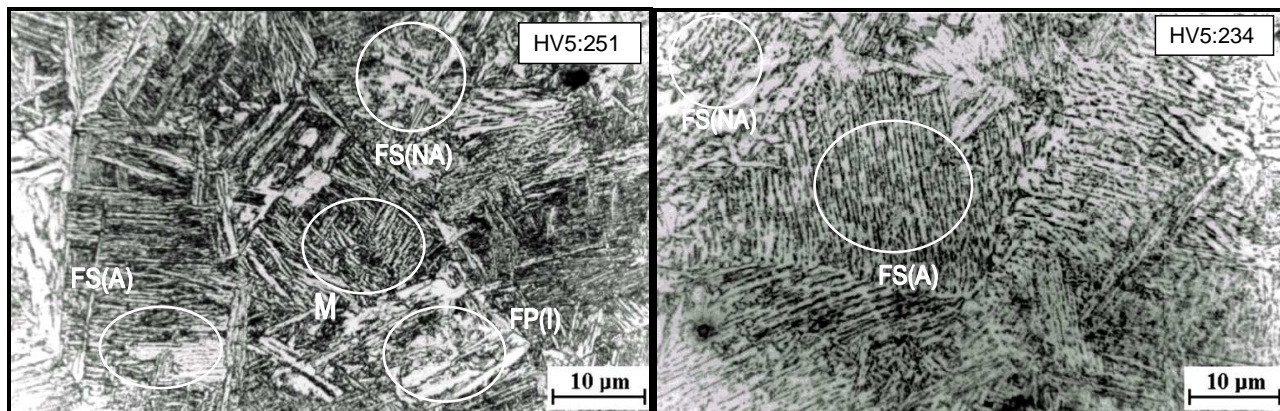


Figura 4a- Microestrutura da ZATRGG obtida com  $H = 1,23$  kJ/mm,  $e = 16$  mm sem pré-aquecimento, com  $\Delta t_{800-500} = 3,91$  s. b - Microestrutura da ZATRGG,  $H = 1,23$  kJ/mm,  $e = 16$  mm, pré-aquecimento de 100 °C e  $\Delta t_{800-500} = 9$  s.

Para a mesma energia de soldagem de 0,87 kJ/mm ou 1,23 kJ/mm, mesma espessura de 8,3 ou 16 mm a microestrutura varia com pré-aquecimento, ou seja, chapas de mesma espessura e energia de soldagem apresentaram uma ligeira variação na microestrutura quando soldadas com uma temperatura de pré-aquecimento de 100° C. Observa-se também, variação na microestrutura com aumento da energia de soldagem, conforme apresentado nas figuras 1a e 4a, mantendo constante a espessura da chapa e temperatura de pré-aquecimento. O mesmo comportamento pode ser observado nas microestruturas das figuras 2a e 4a.

Isso se deve ao fato de que a energia de soldagem e o pré-aquecimento exercem influencia sobre o tempo de resfriamento, fazendo variar a taxa de resfriamento e conseqüentemente a microestrutura resultante.

A dureza foi obtida pelo método Vickers, com 5 kgf, sendo o método adequado para pesquisa de caráter científico, principalmente quando se trata de soldagem em que as regiões a serem examinadas, ZATRGG por exemplo, apresentam áreas relativamente pequenas. A escolha da carga de 5 kgf para a determinação da dureza no MS, MB e ZAT, deveu-se ao fato de que esta fornece uma definição clara da impressão produzida pelo penetrador, além de possibilitar a obtenção de várias medidas com precisão em áreas pequenas.

As medidas foram conduzidas seguindo a norma ASTM E 92 – 82. Onde a junta soldada com energia de soldagem de 0,87 kJ/mm, espessura de 8,3 mm sem pré-aquecimento, apresentou na ZATRGG dureza mínima de 224 HV<sub>5</sub>, máxima de 243 HV<sub>5</sub>, e dureza média de 233 HV<sub>5</sub>, enquanto nas mesmas condições, com pré-aquecimento de 100 °C, a dureza mínima foi de 214 HV<sub>5</sub>, a máxima, de 230 HV<sub>5</sub>, e a média, de 221 HV<sub>5</sub>, conforme apresentam as figuras 5a e 5b. Neste caso, observa-se que a dureza variou com o pré-aquecimento, quando foram mantidas constantes a espessura e a energia de soldagem.

Já nas juntas soldadas com energia de soldagem de 0,87 kJ/mm, espessura de 16 mm sem pré-aquecimento, figura 6a, a dureza mínima obtida na ZATRGG foi de 303 HV<sub>5</sub>, a máxima 347 HV<sub>5</sub>, e a média, de 328 HV<sub>5</sub>. Enquanto que nas mesmas condições, com pré-aquecimento de 100 °C, apresentado na figura 6b, a dureza mínima foi de 294 HV<sub>5</sub>; a máxima de 326 HV<sub>5</sub>; e a média 310 HV<sub>5</sub>. Observa-se que a dureza também varia com o pré-aquecimento, quando a espessura e energia de soldagem são mantidas constantes.

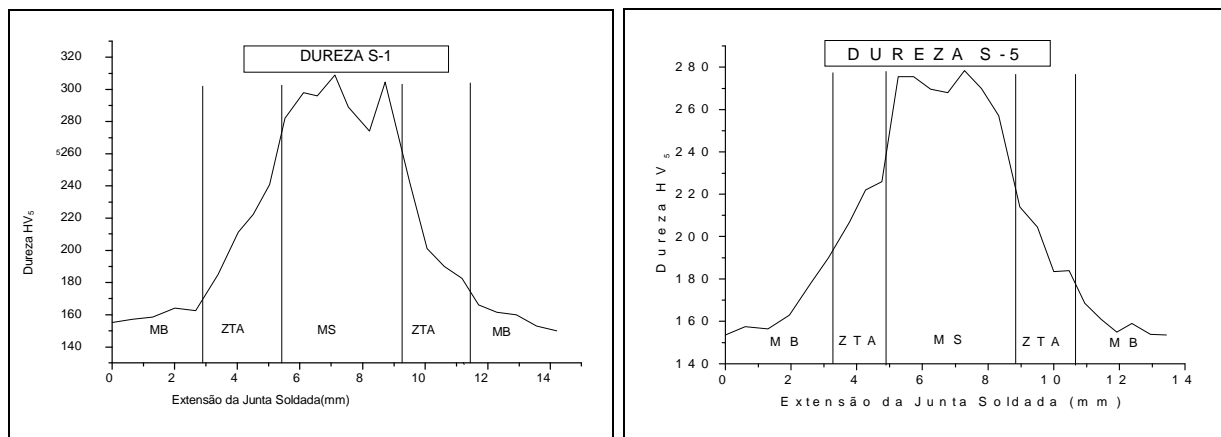


Figura 5a- Gráfico de dureza da junta soldada, obtido com  $H = 0,87 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 8,3 \text{ mm}$ ,  $T_0 = 25^\circ\text{C}$  com  $\Delta t_{800-500}$  de 9,8 s. b - Gráfico de dureza da junta soldada, obtido com  $H = 0,87 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 8,3 \text{ mm}$ ,  $T_0 = 100^\circ\text{C}$  com  $\Delta t_{800-500}$  de 16,1 s.

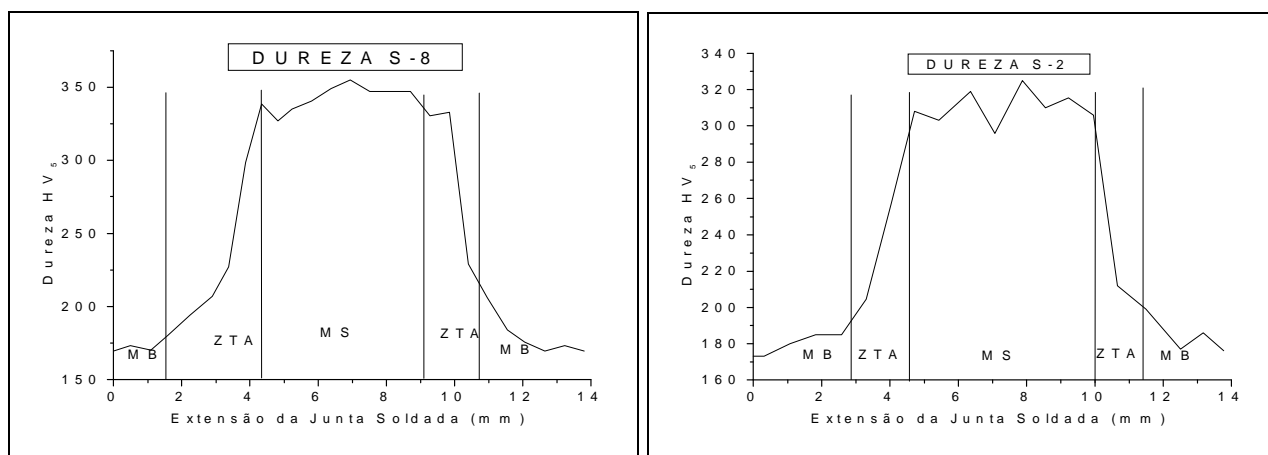


Figura 6a - Gráfico de dureza da junta soldada, obtido com  $H = 0,87 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 16 \text{ mm}$ ,  $T_0 = 25^\circ\text{C}$  com  $\Delta t_{800-500}$  de 2,57 s. b - Gráfico de dureza da junta soldada, obtido com  $H = 0,87 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 16 \text{ mm}$ ,  $T_0 = 100^\circ\text{C}$  com  $\Delta t_{800-500}$  de 4,8 s.

Nas juntas soldadas com energia de soldagem de  $1,23 \text{ kJ/mm}$ , espessura de  $8,3 \text{ mm}$  sem pré-aquecimento, apresentada na figura 7a, a dureza mínima obtida foi de  $202 \text{ HV}_5$ ; a máxima, de  $232 \text{ HV}_5$ ; e a média, de  $216 \text{ HV}_5$ . Enquanto que nas mesmas condições de soldagem, com pré-aquecimento de  $100^\circ\text{C}$ , conforme apresenta a figura 7b, a mínima foi de  $194 \text{ HV}_5$ ; a máxima, de  $222 \text{ HV}_5$ ; e a média, de  $209 \text{ HV}_5$ . Neste caso, ocorreu uma variação na dureza tanto com a variação do pré-aquecimento, mantendo-se constantes a espessura e a energia de soldagem, quanto com a variação da energia de soldagem quando comparadas com as condições S-1 e S-5.

Já nas juntas soldadas com energia de soldagem de  $1,23 \text{ kJ/mm}$ , espessura de  $16 \text{ mm}$  sem pré-aquecimento, apresentadas na figura 8a, a dureza mínima obtida na ZATRGG foi de  $236 \text{ HV}_5$ ; a máxima, de  $261 \text{ HV}_5$ ; e a média, de  $251 \text{ HV}_5$ . Enquanto nas mesmas condições, com pré-aquecimento, apresentado na figura 8b, a mínima foi de  $223 \text{ HV}_5$ ; a máxima, de  $246 \text{ HV}_5$ ; e a média, foi de  $234 \text{ HV}_5$ . Neste caso, como nos anteriores, a dureza diminui com o pré-aquecimento, quando a espessura e a energia de soldagem foram mantidas constantes. Observa-se também que a dureza diminui com o aumento da energia de soldagem.

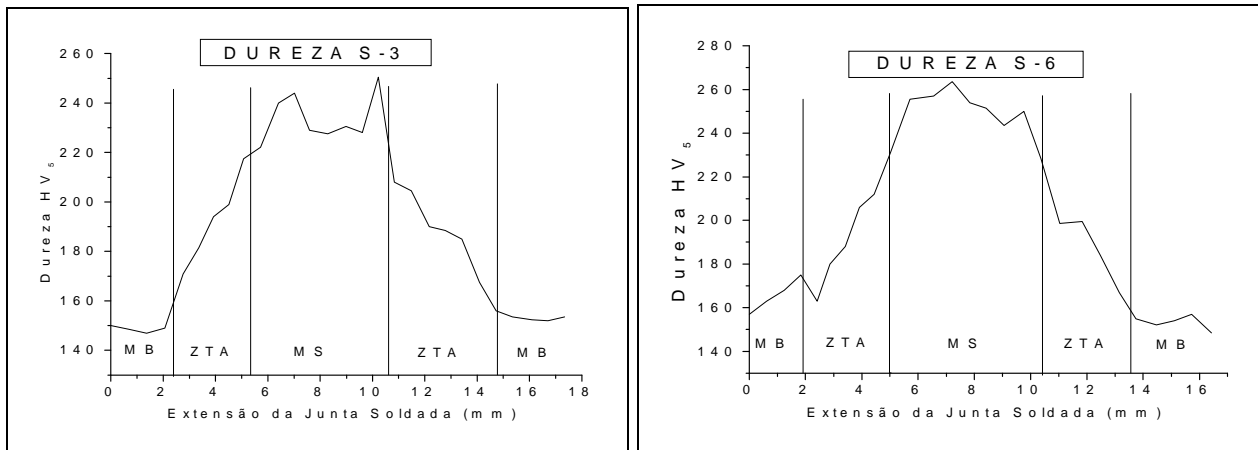


Figura 7a - Gráfico de dureza da junta soldada, obtido com  $H = 1,23 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 8,3 \text{ mm}$ ,  $T_0 = 25^\circ \text{C}$  com  $\Delta t_{800-500}$  13,3 s. b - Gráfico de dureza da junta soldada, obtido com  $H = 1,23 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 8,3 \text{ mm}$ ,  $T_0 = 100^\circ \text{C}$  com  $\Delta t_{800-500}$  de 22,1 s.

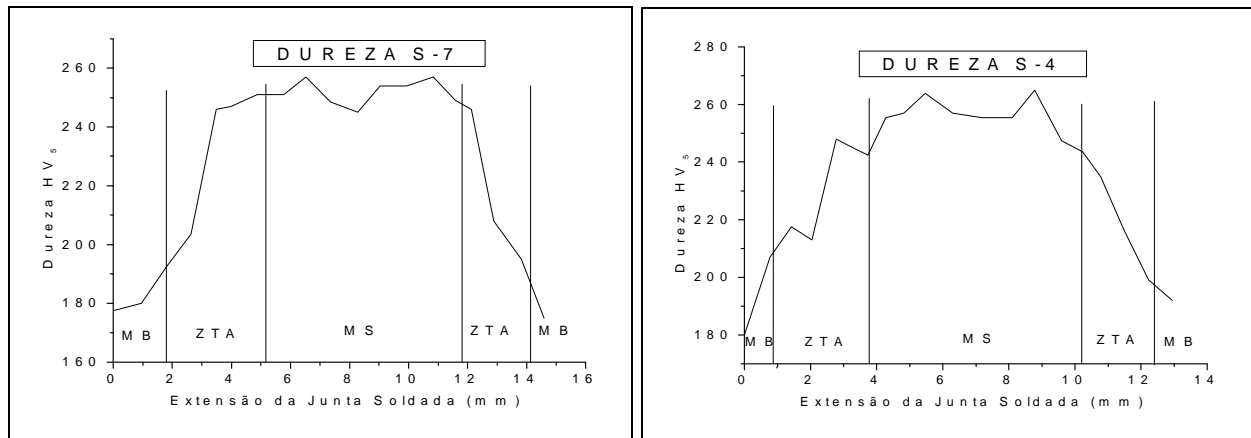


Figura 8a - Gráfico de dureza da junta soldada, obtido com  $H = 1,23 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 16 \text{ mm}$ ,  $T_0 = 25^\circ \text{C}$  com  $\Delta t_{800-500}$  de 3,91 s. b - Gráfico de dureza da junta soldada, obtido com  $H = 0,87 \text{ kJ/mm}$ ,  $e = 16 \text{ mm}$ ,  $T_0 = 100^\circ \text{C}$  com  $\Delta t_{800-500}$  de 9s.

Para a mesma energia de soldagem 0,87 kJ/mm ou 1,23 kJ/mm, mesma espessura de 8,3 mm ou 16 mm, a dureza varia com o pré-aquecimento, ou seja, chapas de mesma espessura e energia de soldagem, apresentam dureza menor quando soldadas com pré-aquecimento de  $100^\circ \text{C}$ , e dureza maior quando soldada sem pré-aquecimento. Observa-se, também, queda na dureza com o aumento da energia de soldagem, conforme pode ser visto nas figuras 5a e 7a onde a espessura e o pré-aquecimento são mantidos constantes e ocorre uma ligeira queda na dureza. O mesmo comportamento pode ser observado nas figuras 5b e 7b.

Isso se deve ao fato de que o tempo de resfriamento é influenciado tanto pelo pré-aquecimento quanto pela energia de soldagem e, conseqüentemente pela taxa de resfriamento, o que possibilita a origem de estrutura de menor ou maior dureza.

Uma forma de se calcular os parâmetros de resfriamento, baseando-se nas condições de soldagem (geometria da junta, espessura do material a ser soldado, energia de soldagem, temperatura de pré-aquecimento e processo de soldagem), foi tratado em trabalhos realizados pelo IRSID (BERNARD, 1975). Para isso construíram-se ábacos denominados diagrama de eficiência térmica (diagrama de Bernard), conforme mostra a figura 9, que permitem a identificação relativamente simples dos parâmetros de resfriamento.

Os resultados de tempo de resfriamento obtidos no presente trabalho não condizem, na sua totalidade, com os tempos de resfriamento previstos pelo diagrama apresentado na figura 9, onde se entrou com  $H$ ,  $e$ ,  $T_0$ , geometria da junta e processo de soldagem, pois, para as condições S-1, S-5, S-8, S-2 com valores de  $\Delta t_{800-500}$  correspondente a 9,8; 16,1; 2,57; e 4,8 s sendo que os valores previstos pelo diagrama para os parâmetros utilizados são aproximadamente: 4,8; 7; 2,8; 3,8 s, respectivamente e, para as condições S-3, S-6, S-7 e S-4



com valores de  $\Delta t_{800-500}$  de 13,3; 22,1; 3,91 e 9 s, onde os valores previstos no diagrama giram em torno de: 9,8; 14; 3,5; 4,9 s e, pode-se observar que esses resultados diferem parcialmente.

Vale salientar que o diagrama utilizado foi construído para um aço C-Mn, e os parâmetros foram plotados com o objetivo de verificar a possibilidade de uso do diagrama para o aço de alta resistência. Assim sendo, observa-se a necessidade da construção de um diagrama para cada tipo de aço.

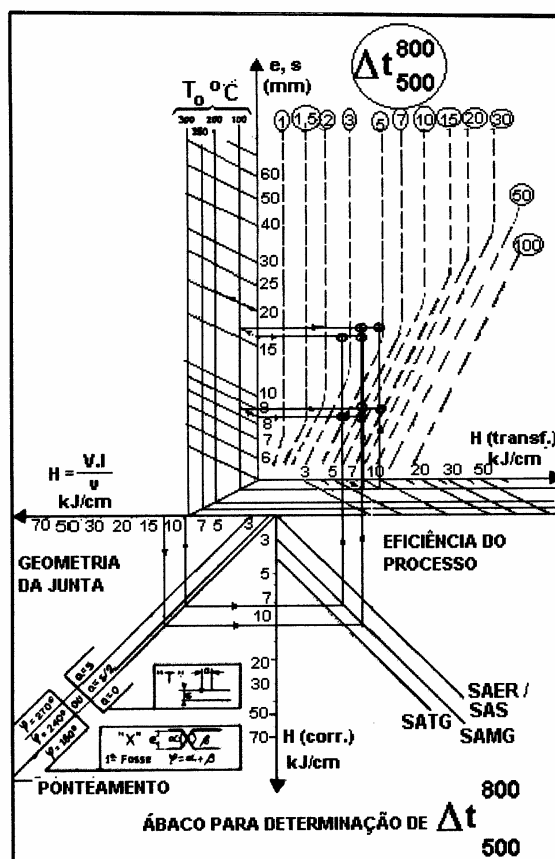


Figura 9 – Diagrama de eficiência térmica com o tempo de resfriamento correspondente a cada condição de soldagem.

## 5. CONCLUSÕES

O comportamento observado na microestrutura e dureza da ZAT está diretamente relacionado com as variações ocorridas na energia de soldagem, temperatura de pré-aquecimento e conseqüentemente nos tempos de resfriamento ( $\Delta t_{800-500}$ ) e permanência acima de  $1000^{\circ}\text{C}$  ( $\Delta t_{1000}$ ).

O processo SAMG (MAG) e os parâmetros utilizados são adequados e viáveis para a soldagem do aço em estudo, tendo-se em vista a não-ocorrência de trinca a frio em todas as condições de ensaios do presente trabalho.

A dureza se manifesta inversamente proporcional à energia de soldagem e ao pré-aquecimento devido ao fato de que o tempo de resfriamento é influenciado tanto pela energia de soldagem quanto pelo pré-aquecimento e conseqüentemente pela taxa de resfriamento, o que possibilita estruturas de menor e maior dureza tipo ferrita e martensita respectivamente.

Não houve uma inter-relação entre a técnica de Tekken para a avaliação da ZAT de aço de alta resistência com o diagrama de eficiência térmica de Bernard para o aço C-Mn. Isso sugere a necessidade de construção de um diagrama para cada tipo de aço.

## REFERÊNCIAS

ASKELSEN, O. M.; SIMOSEN, T. - **Techniques to Examining Transformation Behaviour in Weld Metal and HAZ**, a State of Art Review, Welding in the World 25(1/2): 26-34, 1987.

BERNARD, G. - **A Viewpoint on the Weldability of Carbon - Manganese and Microalloyed Structural Steels**, Proceeding of Symposium. Out 1-3, 1975 Washington, DC - USA, 552 - 568p.

EASTERLING, K. E. - **Introducion to the Physical Metallurgy of Welding**. London, Butterworths & Co. Ltd. 1983, 232p.

FERRANTE, M. - **Influência da Composição Química sobre a Microestrutura e Tenacidade de Metal de Solda Ferrítico**. Parte I: Manganês, Silício, Oxigênio e Nióbio. Soldagem & Materiais, 1(3): 36-43, jul/set.1989.

LANCASTER, J. F. - **Metallurgy of Welding**. 3.ed. London, George Allen & Unwin Ltd. .1980, 254p.

MONDENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. dos - **Curso de Metalurgia de Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais, DEM, Belo Horizonte - MG, 1985, 388p.

OKUMURA, T. & TANIGUCHI, C. - **Engenharia de Soldagem e Aplicações**, LTC, Livros Técnicos e Científicos Editora, Rio de Janeiro - RJ, 1982, 461p.

REIS SOBRINHO, J. F. dos; ALCÂNTARA, N.G. – **Análise dos Ciclos Térmicos Obtidos na Zona Afetada Termicamente da Junta Soldada de um Aço de Alta Resistência**, II Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte e Nordeste de Educação Tecnológica, João Pessoa – PB, 2007.

REIS SOBRINHO, J. F. dos; ALCÂNTARA, N.G. – **Influência dos Parâmetros de Soldagem Microestrutural da Zona Afetada Termicamente – ZAT da Junta Soldada de um Aço de Alta Resistência**, II Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte e Nordeste de Educação Tecnológica, João Pessoa – PB, 2007.

VENTRELLA, V. A.; ALCÂNTARA, N. G.; FERREIRA, M. H. M. – **Microestrutura do Metal de Solda do Aço APIX – 70 Soldado com Arame Tubular AWS E-81T1- Ni**. In. XXVII CONSOLDA, 2001 Campinas – SP. XXVII Congresso Nacional de Soldagem, 2001.

## AGRADECIMENTOS

Agradecemos ao PPG-CEM/DEMa/ UFSCar, COSIPA e ao CEFET-PI, pela colaboração e apoio com laboratório e equipamentos.