

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DA ZTA DE AÇOS API 5L X80 DE DIFERENTES COMPOSIÇÕES¹

Eduardo Dias Justa Pereira Bastos²
Luís Felipe Guimarães de Souza³
Jorge Carlos Ferreira Jorge⁴
Ivaní de Souza Bott⁵

Resumo

Os aços da classe API 5L X80 podem ser obtidos a partir de diferentes composições químicas e rotas produção, como por exemplo: a laminação convencional seguida de tratamento térmico e a laminação controlada seguida ou não de resfriamento acelerado. Assim, um mesmo nível de propriedades mecânicas pode ser obtido com diferentes composições químicas e microestruturas. Na soldagem é esperado que a ação tanto do ciclo térmico da soldagem quanto de tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) possa levar a alterações na microestrutura e propriedades mecânicas em particular na zona termicamente afetada (ZTA). Neste trabalho foram avaliadas as propriedades mecânicas e microestruturais da ZTA de aços da classe API 5L X80 de diferentes composições químicas, sendo um obtido por laminação controlada e outro por rota convencional de tratamento térmico. Foram produzidas juntas soldadas circunferenciais pelo processo eletrodo revestido e submetidas à TTPS. Realizaram-se ensaios mecânicos e metalográficos para caracterização nas condições de como soldado e após TTPS. Os resultados mostram que a ZTA de ambos os aços apresentam propriedades mecânicas satisfatórias após o TTPS, observando-se que o aço obtido por tratamento térmico, mesmo apresentando um menor nível de tenacidade após o TTPS ainda atende as especificações.

Palavras-chave: API 5L X80; Microestrutura; ZTA.

HAZ MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF API 5L X80 STEELS OF DIFFERENT COMPOSITIONS

Abstract

API 5L X80 steels can be produced by different chemical compositions and production routes, for instance: conventional rolling followed by heat treatment and the controlled rolling followed or not by accelerated cooling. Thus a same level of mechanical properties may be obtained with different chemical compositions and microstructures. In welding it is expected that the action of both the thermal cycle of welding and the post weld heat treatment (PWHT) may lead to changes on the microstructure and mechanical properties particularly in the heat affected zone (HAZ). In this work mechanical and microstructural properties of the HAZ of API 5L X80 steels from different chemical compositions were evaluated, one obtained by controlled rolling and the other by the conventional route of thermal treatment. Girth welded joints were produced by SMAW process and submitted to PWHT. Mechanical and metallographic tests were performed for characterization in the as welded and PWHT conditions. The results show that the HAZ of both steels has appropriated level of mechanical properties after PWHT being observed that the steel obtained by heat treatment despite have lower level of toughness yet attends the specifications.

Key words: API 5L X80; Microstructure; HZA.

¹ Contribuição técnica ao 67^o Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Eng. Industrial Mecânico. Engenheiro Mecânico. Thyssenkrupp CSA, Rio de Janeiro, Brasil.

³ Eng. Metalúrgico. Prof. Associado. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil.

⁴ Eng. Metalúrgico. Diretor de Engenharia e Operações. Fluke Engenharia. Prof. Assoc. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, Brasil.

⁵ Física. Prof. Associada da Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

O presente tem por objetivo avaliar o comportamento da ZTA de dois aços da classe API 5L X80 obtidos a partir de diferentes rotas de produção, quando submetidos a TTPS, através de ensaios mecânicos e metalográficos, onde serão comparados os resultados para as condições de como soldado e com TTPS.

Entre as décadas de 1950 e 1960, a BISRA (*British Iron and Steel Research Association*) começou a desenvolver novos aços microligados de alta resistência (Alta Resistência Baixa Liga - ARBL) contendo baixos percentuais em peso de Nb, Ti e/ou V. Durante a laminação destes aços, estes elementos de liga acabam por retardar a recristalização da austenita, permitindo durante seu resfriamento, a formação de uma microestrutura de ferrita e perlita de grão refinado.⁽¹⁾

A laminação controlada destes aços ocorre em diferentes estágios onde, pelas deformações impostas e pelas temperaturas de cada passe dá-se origem a microestruturas ferríticas-perlíticas de pequeno tamanho, oriundas da recristalização da austenita. Esse refino tem como intuito, elevar simultaneamente os limites de resistência e a tenacidade.^(2,3)

Ao longo dos anos, foram sendo desenvolvidas composições químicas específicas capazes de substituir a estrutura ferrítica-perlítica por estruturas compostas predominantemente por ferrita acicular ou bainita, que apresentam menores valores de razão elástica por possuir um maior número de discordâncias.^(4,5)

Alguns autores^(5,6) apontam que quanto maiores os percentuais bainíticos, melhores as características de resistência do aço, e afirmam que o aumento é alcançável pelo retardo da transformação da austenita durante o seu resfriamento, o que pode ser proporcionado pela adição de Ni, Mo e Mn. Na soldagem destes aços Silva⁽²⁾ comenta que o significativo aumento do grão austenítico transformado pelo aporte térmico aliado a uma elevada taxa de resfriamento pode favorecer a formação de martensita, assim, as composições químicas adequadas às rotas de fabricação empregadas devem permitir a obtenção das propriedades mecânicas e microestruturais que atendam às especificações dos aços da classe API 5L X80 bem como a soldabilidade. Usualmente, com o aumento da quantidade de elementos de liga, o carbono equivalente tende a se elevar e isto pode influenciar negativamente na soldabilidade do aço ao reduzir a tenacidade da ZTA ao levar à formação e martensita.^(2,7,8)

Para evitar a fragilização, alguns aços são produzidos com maiores frações de V, Cr, Nb e Mo, que tendem a retardar a transformação da austenita.^(7,9) O resultado esperado é uma maior formação de bainita pela decomposição da austenita prévia, uma redução geral do tamanho dos agrupamentos de constituintes AM e também, sua maior dispersão na matriz bainítica.⁽⁵⁾

Contudo, os precipitados de Nb e V, quando na região de grãos grosseiros da ZTA após serem solubilizados em matriz austenítica com o aquecimento da ZTA coalescem e podem distorcer a nova matriz ferrítica, gerando uma região de grãos de tamanho heterogêneo cuja interface pode favorecer a propagação de trincas.⁽²⁾

O constituinte AM formado nos aços de laminação controlada afeta diretamente a tenacidade e o limite de escoamento do aço.⁽⁶⁾ Como colocado por Bott et al.,⁽⁵⁾ os aços da classe X80 produzidos sem resfriamento acelerado, apresentam uma maior fração volumétrica de AM na ZTA, embora os apresente em sua forma compacta, o que tende a aumentar a tenacidade da junta ao invés de diminuí-la.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais Empregados

Para o desenvolvimento do presente estudo foram produzidas juntas soldadas a partir de tubos, fabricados com dois tipos de aço que atendem aos requisitos para os aços da classe API 5L X80, denominados aço A e aço B, cujas dimensões são apresentadas na Tabela 1. Na Tabela 2 é apresentada a composição química dos aços A e B obtidas por espectrometria de emissão ótica. Adicionalmente são apresentados na Tabela 2 os valores máximos dos elementos de liga conforme a norma API 5L⁽¹⁰⁾ para aços produzidos por processamento termomecânico e por meio de têmpera e revenido. O material de adição empregado para a soldagem foi o eletrodo revestido da classificação AWS E 11018-M com diâmetro de 4 mm.

Tabela 1. Dados dimensionais dos tubos de aço utilizados para obtenção das amostras

Aço	Diâmetro (mm)	Espessura (mm)	Comprimento (mm)
A	530	18	410
B	480	15	540

Tabela 2. Composição química dos aços dos aços A e B e similares por norma⁽¹⁰⁾

Elemento (% em peso)	Aço A	X80M (valores máximos)	Aço B	X80Q (valores máximos)
C	0,0515	0,1200(*)	0,1634	0,1800(*)
Si	0,3739	0,45(*)	0,328	0,4500(*)
Mn	1,7515	1,85(*)	1,616	1,9000(*)
P	0,0098	0,025	0,0158	0,025
S	0,005	0,015	0,0077	0,015
Cr	0,0207	0,5	0,4152	0,5
Mo	0,0082	0,5	0,3349	0,5
Ni	0,2044	1	0,6371	1
Al	0,0308	-	0,0278	-
Co	0,0084	-	0,008	-
Cu	0,204	0,5	0,0189	0,5
Nb	0,0488	-	0,0408	-
Ti	0,0637	-	0,0072	-
V	0,0572	-	<0,0050	-
Pb	<0,0030	-	0,0003	-
Sn	<0,0050	-	<0,0050	-
Mg	<0,0050	-	<0,0050	-
Nb+Ti+V	0,1828	< 0,1500(*)	~0,0530	< 0,1500(*)

(*) Quando não acordado de outra forma entre a aciaria e o cliente; (-) Não especificado pela norma; (X80M) Obtidos por processamento termomecânico (laminação controlada; (X80Q) Obtidos por têmpera e revenido.

2.2 Métodos Empregados

Para o desenvolvimento deste trabalho, foram soldadas juntas circunferenciais pelo processo de eletrodo revestido com o consumível já descrito no item 2.1. A preparação da soldagem consistiu no corte das amostras para obtenção de anéis onde foram usinados chanfros meio V-45° com o objetivo de permitir a retirada de corpos-de-prova adequados. Utilizou-se o preaquecimento de 100°C sendo a temperatura entre passes mantida entre 100°C e 300°C.⁽¹¹⁾ Os parâmetros de

soldagem empregados em cada passe para os aços A e B são apresentados na Tabela 3. As juntas soldadas foram inspecionadas por meio de ultra-som e partículas magnéticas, não tendo sido detectadas descontinuidades.

Tabela 3. Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos aços A e B

Junta	Tensão (V)	Corrente (A)	Aporte Térmico (kJ/mm)
A	28 - 30	180 – 184	0,70 – 2,21
B	25 - 31	176 – 192	1,46 – 2,00

Após a soldagem as juntas foram submetidas ao tratamento térmico pós-soldagem de 600°C por 1 hora. Foram realizadas análises microestruturais e de propriedades mecânicas nas condições de como soldado e após tratamento térmico pós-soldagem. Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V à temperatura de -29°C de acordo com a norma DNV,⁽¹²⁾ em corpos-de-prova normalizados nas dimensões de 10 mm x 10 mm x 55 mm de acordo com a norma ASTM A-370⁽¹³⁾ e retirados transversalmente ao cordão de solda, sendo que o entalhe foi posicionado a 5 mm, 3 mm, 2 mm, e 1 mm da linha de fusão (LF). Foram retirados 3 corpos-de-prova para cada posição do entalhe. Para os ensaios de tração, os corpos-de-prova padronizados conforme ASTM A370⁽¹³⁾ foram retirados transversalmente ao cordão de solda e os testes foram conduzidos à temperatura ambiente. Os ensaios foram realizados na condição de como soldado e após os tratamentos térmicos pós-soldagem.

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers com uma carga de 0,1 kgf, em corpos-de-prova retirados transversalmente a junta soldada. As amostras foram preparadas por meio de lixamento e polimento convencional e logo após atacadas com o reagente nital 2% objetivando a identificação da ZTA. As impressões de dureza foram aplicadas a partir da linha de fusão em passos de 0,1 mm até o final da ZTA, cuja extensão é de 2,6 mm para o aço A, e 2,8 mm para o aço B.

As análises metalográficas consistiram de macrografia, microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) para caracterização das juntas e das regiões de interesse como: metal de base (MB) e ZTA em suas regiões de grãos grosseiros (RGG) e de grãos finos (RGF).

3 RESULTADOS

As Tabelas 4 e 5 apresentam os valores energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V a -29°C em função da distância da linha de fusão, para as juntas soldadas provenientes dos aços A e B, respectivamente.

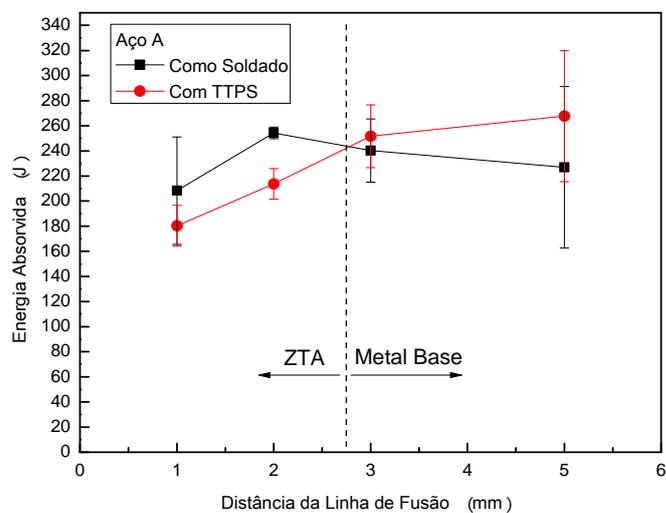
Tabela 4. Energia Charpy-V a -29°C para o Aço A em função da distância da linha de fusão

Distância (mm)	Energia Absorvida (Joules). Aço A							
	Como Soldado				Com TTPS			
	CP1	CP2	CP3	Média	CP1	CP2	CP3	Média
1	235	159	231	208	199	173	169	180
2	257	257	249	254	211	203	227	213
3	217	267	237	240	251	227	277	252
5	155	247	279	227	285	209	309	268

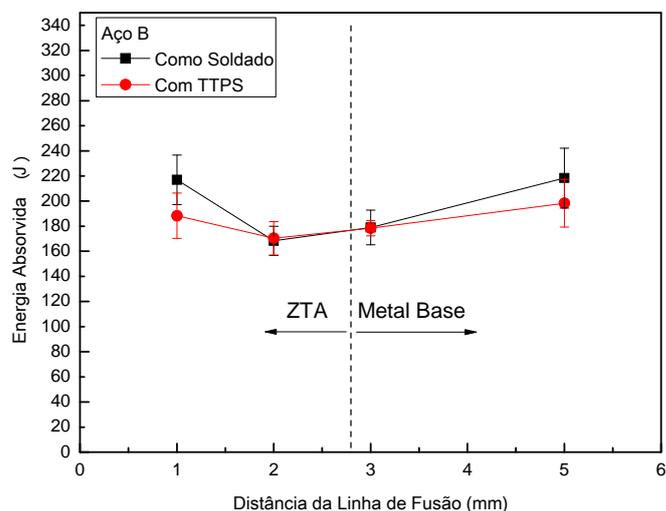
Tabela 5. Energia Charpy-V a -29°C para o Aço B em função da distância da linha de fusão

Distância (mm)	Energia Absorvida (Joules). Aço B							
	Como Soldado				TTPS			
	CP1	CP2	CP3	Média	CP1	CP2	CP3	Média
1	201	239	211	217	175	181	209	188
2	173	155	177	168	159	185	167	170
3	187	163	187	179	177	173	185	178
5	191	235	229	218	179	199	217	198

A Figura 1 apresenta os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V, com base nas médias dos valores apresentados nas Tabelas 4 e 5, sendo também indicado o limite entre a ZTA e o metal base em cada caso.



(a)



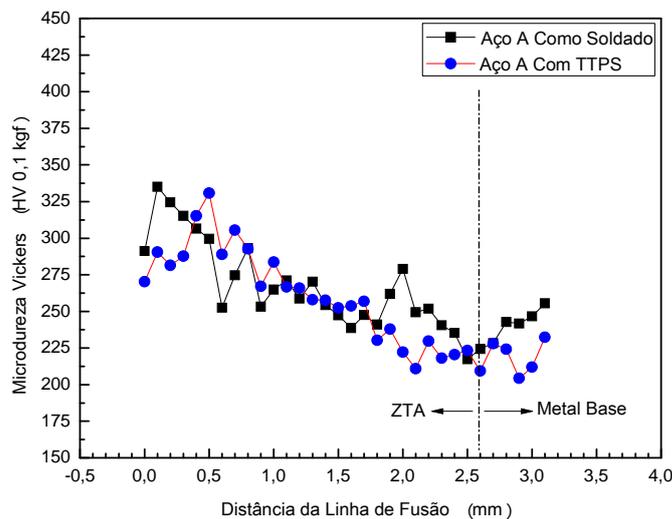
(b)

Figura 1. Energia absorvida no ensaio de impacto em função da distância da linha de fusão para os aços A e B nas condições de como soldado e após TTPS. Temperatura de ensaio -29°C.

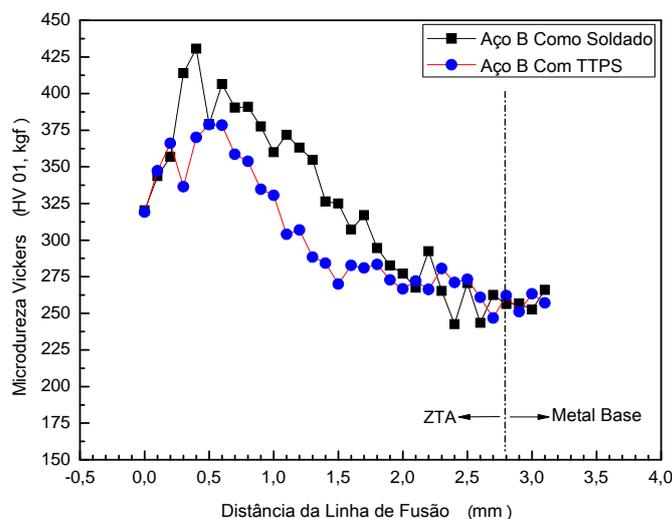
Pode-se observar que para o aço A não há diferença significativa nos valores de energia absorvida para as condições de como soldado e após TTPS com exceção da posição a 2 mm da linha de fusão. Mesmo neste caso o valor de energia absorvida é relativamente elevado em relação aos mínimos exigidos pela norma

API 5L⁽¹⁰⁾ que são de: 40 joules a 0°C para o metal base e de 27 joules a 0°C para a ZTA. O mesmo se observa para o aço B, ou seja, não há diferença significativa nos valores de energia absorvida entre as condições de como soldado e após TTPS. Embora o aço B apresente valores médios de energia absorvida inferiores aos do aço A, estes ainda são superiores ao mínimo exigido pela API 5L.⁽¹⁰⁾

Os resultados do levantamento dos perfis de microdureza das juntas soldadas dos aços A e B nas condições de como soldado e com TTPS são exibidos na Figura 2. Observa-se que os valores médios de dureza do aço B são superiores aos do aço A.



(a)



(b)

Figura 2. Microdureza das juntas dos aços A e B medidos da linha de fusão até o metal base.

Na Tabela 6 são apresentados os resultados dos ensaios de tração. Pode-se observar que os valores de limite de escoamento e de limite de resistência se encontram acima do mínimo exigido por norma para as condições de como soldado e com TTPS. Todos os corpos-de-prova romperam no metal base.

Tabela 6. Resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas

Aço	Condição	Limite de Escoamento (MPa)			Limite de Resistência (MPa)		
		CP1	CP2	Média	CP1	CP2	Média
A	Como soldado	633	671	652	677	691	684
	Com TTPS	594	597	596	666	658	662
B	Como soldado	674	633	654	735	735	735
	Com TTPS	630	628	629	728	737	733
Mínimo por Norma ⁽¹⁰⁾		550			620		

A Figura 3 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas, onde se pode notar a extensão da ZTA.

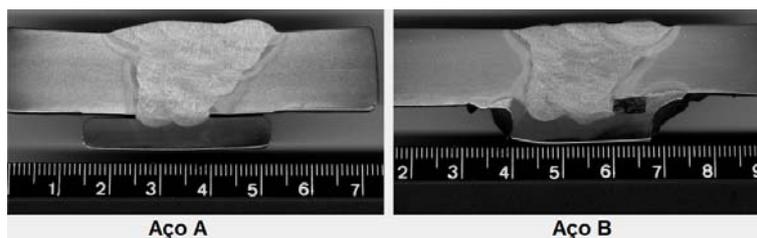


Figura 3. Aspecto macrográfico das juntas soldadas. Ataque: nital 2%.

As Figuras 4 e 5 apresentam as microestruturas tanto do metal base quanto da ZTA, observadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura, respectivamente, para as condições de como soldado e com TTPS.

Da mesma forma que encontrado por Ramirez et al.,⁽¹⁴⁾ ficam marcantes a dissolução dos subprodutos da transformação eutetóide da austenita não recristalizada, presentes no MB e as significativas alterações nas interfaces dos grãos ferríticos tanto na RGF quanto na RGG. A dispersão e a morfologia dos constituintes AM em ambos os aços estudados, mostrados pelas setas, é compatível pelo exposto por Bott et al.⁽⁵⁾ É possível observar (Figuras 5a a 5j), a forte presença de constituintes AM e intensa precipitação de carbonetos tanto no MB quanto na RGF.

Na RGG do Aço B com TTPS (Figura 5l), nota-se uma maior precipitação na matriz quando comparada com a condição de como soldado na Figura 5k. Os contornos dos grãos de austenita prévios se apresentam mais marcados provavelmente pela presença de carbonetos, o que os destaca, circundando os campos de martensita revenida e bainita.

4 DISCUSSÃO

Uma característica importante a se considerar na formulação e produção de aços como o API 5L X80 diz respeito a sua soldabilidade. Nos aços A e B estudados no presente trabalho, cujas composições e rotas de produção levam a diferentes microestruturas podem ocorrer diferentes respostas, em particular, para a tenacidade da ZTA, devido às ações dos ciclos térmicos impostos pelos processos de soldagem e tratamentos térmicos posteriores que podem ser necessários, por exemplo, para alívio de tensões.

A análise das microestruturas dos metais de base mostra que o aço A foi laminado em faixas de temperatura intercrítica devido ao aspecto alongado da matriz ferrítica resultante da não recristalização. A grande precipitação de carbonetos e refino de grãos presente no metal de base do aço B indica que este material foi obtido por tratamento térmico de têmpera e revenido posterior à laminação.

Na região de grãos finos da ZTA do aço A, é esperado que o ciclo térmico da soldagem propicie uma dissolução dos carbonetos precipitados. Embora na microscopia ótica (Figuras 4c e 4d) este efeito seja perceptível, existe também um refino do grão ferrítico que é mais evidente quando observado através de maiores aumentos, conseguidos por MEV (Figuras 5c e 5d).

Os perfis de dureza mostram que ambos os aços apresentam níveis de dureza na ZTA superiores ao metal base. O aço A apresenta níveis de dureza inferiores ao do aço B, sendo que para ambos, os valores máximos de dureza ocorrem nos pontos mais próximos à linha de fusão, ou seja, na região de grãos grosseiros.

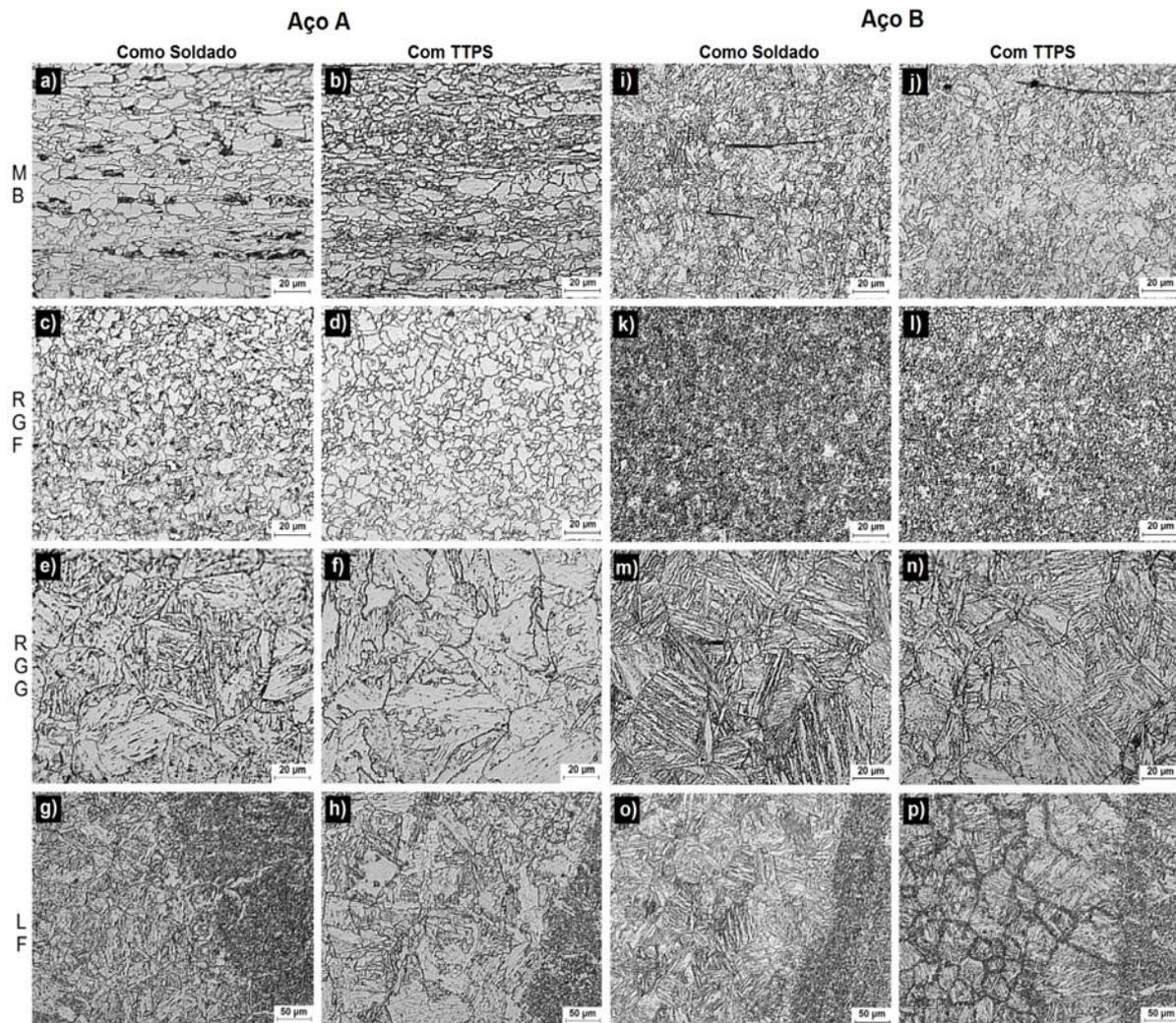


Figura 4. Microscopia ótica das regiões do Aço A. Ataque: nital 2%.

A maior dureza na ZTA do aço B se justifica pelo maior teor de carbono e elementos de liga que contribuem para aumentar a temperabilidade. Embora a análise microestrutural indique uma dissolução dos carbonetos em contornos de grão do aço A, em função do TTPS, não se observa uma alteração significativa da dureza da matriz como indicado pelo comportamento médio do perfil de microdureza apresentado na Figura 2.

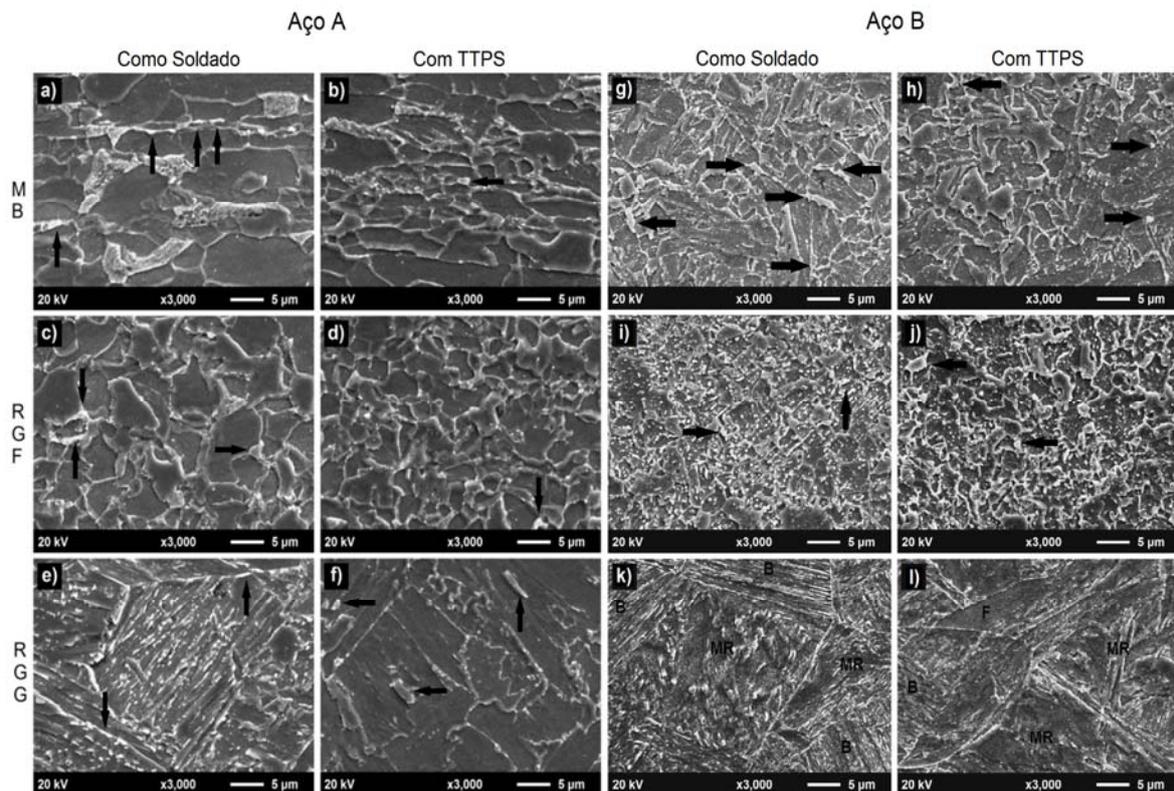


Figura 5. Microscopia eletrônica de varredura das regiões das ZTAs dos Aços A e B. Ataque: nital 2%.

Observando-se os resultados dos ensaios de impacto na Figura 1 pode-se notar que o aço B tende a apresentar menores valores de energia absorvida e é menos sensível ao TTPS do que o aço A, uma vez que, para o aço B, há muito pouca diferença entre os níveis de energia absorvida para as condições de como soldado e após TTPS. No caso do aço B, os menores valores de energia absorvida podem ser atribuídos a microestrutura mais grosseira e a presença de martensita resultante do maior teor de carbono e elementos de liga. No caso do aço A, observa-se uma ligeira redução da tenacidade na região de grãos grosseiros. Importante observar que os valores de energia de impacto obtidos para a ZTA de ambos os aços atende plenamente ao requisito de impacto para a ZTA do aço API 5L X 80 que é de 27 joules a 0°C.⁽¹⁰⁾

Embora a microestrutura do aço B apresente um aspecto mais refinado observa-se uma tenacidade inferior a do aço A, o que pode ser atribuído a uma precipitação mais intensa como se observa nas Figuras 5i e 5j, que mostra também um grande número de possíveis constituintes AM, dispostos de maneira próxima ao longo de toda a matriz. Nesta região, estes elementos foram encontrados, alinhados ou aglomerados, chegando a ultrapassar o que pode ser identificado como a fronteira dos grãos de austenita prévia (Figura 5i).

A RGG do aço A apresentou comportamento típico para aços API X80 compostos por ferrita bainítica ao serem revenidos a 600°C, ao apresentar uma diluição do contorno da ripa de ferrita bainítica e solubilização dos carbonetos adjacentes.⁽¹⁵⁾ Observa-se também um pequeno aumento do tamanho do grão ferrítico resultante da recristalização de grãos encruados e alguma precipitação em contornos de grão de austenita prévia, após o TTPS, (Figuras 5e e 5f) os quais não parecem afetar a tenacidade ao impacto de forma significativa.^(16,17)

Após ser submetida ao TTPS, a RGG do aço A apresenta um constante crescimento do grão ferrítico à medida que se aproxima da linha de fusão. A adição de maiores percentuais de elementos de liga capazes de retardar o crescimento do grão ferrítico é feita principalmente para aços que dependam menos de condições especiais de laminação durante sua produção.⁽⁵⁾ Em função do aço A possuir maiores percentuais de Nb e V, seus carbonetos solubilizados na matriz austenítica podem coalescer com o reaquecimento da ZTA e distorcer a nova matriz ferrítica permitindo o crescimento de grãos em ciclos térmicos posteriores.^(8,18) Em função destas transformações era de se esperar uma diminuição da resistência mecânica e da energia absorvida do aço A após o TTPS. Observando-se as microestruturas apresentadas nas Figuras 3e, 3f, 3k e 3l, pode-se notar que o aço A em sua RGG deu origem à bainita inferior, com significativa precipitação de carbonetos enquanto que no aço B, a RGG deu origem a uma estrutura em blocos de bainita e martensita revenida acompanhada de precipitação de carbonetos. É importante comentar que os resultados obtidos para o ensaio de impacto estão sujeitos a alguma dispersão. Isto ocorre pela limitação operacional em se fazer com que todos os corpos-de-prova de impacto possuam a frente do entalhe a mesma microestrutura. Esta limitação também foi observada por González et. al.⁽¹⁹⁾ Sobre este aspecto, ao considerar a média e o desvio padrão dos resultados e introduzindo o erro experimental na Figura 1, pode-se considerar que não há diferença significativa entre as condições de como soldado e após TTPS.

5 CONCLUSÕES

Diante do exposto no transcurso do presente trabalho pode-se concluir:

- os níveis de energia absorvida no ensaio de impacto, para a ZTA de ambos os aços, se mostram superiores ao mínimo exigido pela especificação da API tanto na condição de como soldado quanto após a aplicação do tratamento térmico pós-soldagem;
- o tratamento térmico pós-soldagem de 600°C por 1 hora aplicado aos aços API 5L X80, de diferentes composições, não produziu redução significativa das propriedades mecânicas do metal base;
- o tratamento térmico pós-soldagem aplicado se mostrou mais importante para o aço B em função dos níveis de dureza mais elevados desenvolvidos na RGG; e
- no caso do aço A verificou-se que não há variação significativa das propriedades mecânicas, em particular, melhoria da tenacidade ao impacto.

Agradecimentos

Os autores agradecem as seguintes instituições pelo apoio na realização do presente trabalho: CNPq, Capes, Finep, PUC-Rio e Fluke Engenharia Ltda.

REFERÊNCIAS

- 1 OUCHI, Chiaki; “Development of steel plates by intensive use of MTCP and direct quenching process”; ISIJ International, Vol. 41 (2001), No. 6, pp. 542–553, 2001.
- 2 SILVA, Maurício de Carvalho; Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80; Tese de Doutorado em Engenharia, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2009.

- 3 PLAUT, Ronald Lesley et al; “Estudo das propriedades mecânica do aço API X70 produzidos através de laminação controlada”; Em: 45º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos; Porto de Galinhas – PE, Outubro de 2008.
- 4 GORNI , Antonio Augusto; FREITAS, Flávio Viana de; REIS, Jackson Soares de Souza; SILVEIRA, José Herbert Dolabela da; CAVALCANTI, Celso Gomes. Fatores que afetam a razão elástica de chapas grossas de aço microligado. Seminário de laminação, processos e produtos laminados e revenidos, 39, 2002, Ouro Preto. Belo Horizonte: Tec Arte Editora Ltda. 2002. Pag 207-216.
- 5 BOTT, Ivani de Souza et al; “High-strength steel development for pipelines: A Brazilian perspective”; METLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A; V. 36A; pp. 443-454; February 2005.
- 6 COTA, A.B.; SANTOS, D. B; “Microstructural characterization of bainitic steel submitted to torsion testing and interrupted accelerated cooling”, Materials Characterization; v. 44, n. 3, pp. 291-299, março de 2000.
- 7 GORNI, Antônio A.; da Silveira, José H. D.; Reis, Jackson S. de Souza; “Metalurgia dos aços microligados usados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro”; Revista Tubo e& Companhia, v. 5, n. 26; pp. 52-63; Brasil; Outubro de 2009.
- 8 DURAND, Richard Sanz et al; “Qualificação de procedimentos para soldagem circunferencial de tubos API 5L X80”; Em: Anais da Rio Pipeline Conference & Exposition 2007; Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás – IBP; Rio de Janeiro; Outubro de 2007.
- 9 JUNHUA, K.; LIN, Z.; BIN, G.; PINGHE, L.; AIHUA, W & CHANGSHENG, X. “Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel”; Materials Design ; v. 25; n. 8; pp. 723-728; abril, 2004.
- 10 ESTADOS UNIDOS, American Petroleum Institute. ANSI/API Specification 5L. 44th . edition. New York, 2008
- 11 XIAO, Fu-Ren et al; “Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel”; ELSEVIER; Materials Science and Engineering; A 431(2006); pp. 41-52; May 2006.
- 12 NORWAY, DNV-OS-B101- Offshore standard, metallic materials, Det Norske Veritas APRIL 2009.
- 13 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, American Society of Mechanical Engineers - ASTM International. A 370 – 07a. United States, 2007.
- 14 Ramirez, Mário González et al. “62º Congresso Anual da ABM - Internacional” – Caracterização microestrutural de um aço API 5L-X80 através de micro dureza e microscopia ótica e eletrônica. Vitória – ES, 23 a 27 de julho de 2007.
- 15 YAN, Wei ; ZHU, Lin; SHA, Wei; SHAN, Yi-Yin; YANG, Ke; “Change of tensile behavior of a high-strength low-alloy steel with tempering temperature”; Materials Science and Engineering A; v. 517; pp. 369-374; agosto de 2009.
- 16 BHADESHIA, H.K.D.H.; EDMONDS, D.V. “The mechanism of bainite formation in steel”; Acta Metallurgica; v. 28; n. 9; pp. 1265-1273; setembro, 1980.
- 17 BABU, S.S.; BHADESHIA, H.K.D.H.; “Stress and acicular ferrite transformation”; Materials Science and Engineering A ; v. 156; n. 1; pp. 1-9; agosto, 1992.
- 18 PINTO, Percy Marco A. S.; Soldagem circunferencial de tubo API 5L X80 empregando processos manual/semi-automático; Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de materiais, Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC - Rio, Rio de Janeiro, Brasil, 2006.
- 19 GONZÁLEZ, M. F. R; LANDGRAF, F. J. G; GOLDENSTEIN, H.; GORNI, A. A.; “Curva TRC e sua caracterização microestrutural para aço microligado para tubos API 5L-X80”. Em: Anais do 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais; Porto de Galinhas, PE, novembro de 2008.