CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

ESTUDO DA ZTA DE AÇOS DA CLASSE API 5L X80 DE DIFERENTES ROTAS DE FABRICAÇÃO SUBMETIDOS A TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM

Eduardo Dias Justa Pereira Bastos

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores:
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Rio de Janeiro
Novembro 2011

ESTUDO DA ZTA DE AÇOS DA CLASSE API 5L X80 DE DIFERENTES ROTAS DE FABRICAÇÃO SUBMETIDOS A TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Eduardo Dias Justa Pereira Bastos

Aprovada por:

_____
Presidente, Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc. (Orientador)

_____
Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc. (Co-orientador)

_____
Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____
Profa. Ivaní de Souza Bott, Ph.D. (PUC - Rio)

Rio de Janeiro
Novembro 2011

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

B327 Bastos, Eduardo Dias Justa Pereira
Estudo da ZTA de aços da classe API 5L X80 de diferentes rotas de fabricação submetidos a tratamento térmico pós-soldagem / Eduardo Dias Justa Pereira Bastos.—2011.
xii, 57f. : il. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca ,2011.
Bibliografia : f.54-57
Orientadores : Luís Felipe Guimarães de Souza [e] Jorge Carlos Ferreira Jorge.

1.Engenharia mecânica 2.Tecnologia de materiais 3.Soldabilidade I.Souza, Luís Felipe Guimarães de (orient.) II.Jorge, Jorge Carlos Ferreira (orient.) III.Título.

CDD620.1

Humildemente, dedico este trabalho à minha Esposa, Fabiana Martins da Silva que, com sua doçura, carinho e compreensão, soube incentivar-me a todo instante. Seu apoio foi fundamental e só tenho agradecimentos a esta mulher ímpar.

Agradecimentos

Agradeço a Deus pela oportunidade de vivenciar tantas experiências edificantes durante minha existência, pois creio que de tudo pelo qual passamos independente da situação, nos dá a chance de aprender e nos tornar melhores para nós mesmos e para os que nos cercam.

Agradeço ao Professor Luís Felipe Guimarães de Souza por toda orientação, dedicação, paciência e exemplo de profissionalismo, não só pelo período de orientação para o mestrado, mas por todo o período desde minha graduação como Engenheiro Mecânico.

Agradeço ao Professor Jorge Carlos Ferreira Jorge, cuja contribuição foi fundamental para o desenvolvimento e qualidade deste trabalho.

Agradeço à Fluke Engenharia Ltda. por ter gentilmente cedido as amostras de tubos, ferramental e mão–de-obra utilizada para a realização das juntas e retirada de corpos de prova (CP) utilizados neste trabalho.

Agradeço à PUC - Rio, que gentilmente permitiu o uso de suas instalações e pessoal para a realização das Microscopias Eletrônicas de Varredura presentes neste trabalho.

Agradeço ao Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca e a todos seus Professores e Funcionários. Agradeço por ser, para mim, uma segunda casa, pois de meus 32 anos de vida, 13 foram passados em suas salas de aula, desde meu ingresso no curso Técnico em Mecânica em 1994.

Agradeço de todo o meu coração por todo esforço e exemplo de meus pais, Eduardo Pereira Bastos e Jenifer Dias Justa Pereira Bastos, ao me dedicarem sempre carinho e orientação. Devo todas minhas conquistas pessoais e profissionais à minha família maravilhosa.

Agradeço a meus sogros Gilberto José da Silva e Zuleika Martins da Silva por todo o apoio, torcida e por serem sempre presentes e disponíveis a qualquer instante.

Agradeço à minha irmã Mayna Dias Justa Pereira Bastos e a meu cunhado Daniel Fonseca de Carvalho e Silva pelo auxílio e incentivo constantes.

Agradeço aos meus colegas de trabalho na ThyssenKrupp CSA, cuja amizade se mostra cada vez mais valiosa: Meu coordenador David Swan, meu superior imediato Thorsten Ronnäu e o Engenheiro Eletricista José Pires. Agradeço a estes grandes profissionais por incentivarem meu desenvolvimento acadêmico. Sua compreensão e apoio foram importantíssimos na fase final deste trabalho.

Obrigado.

RESUMO

ESTUDO DA ZTA DE AÇOS DA CLASSE API 5L X80 DE DIFERENTES ROTAS DE FABRICAÇÃO SUBMETIDOS A TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM

Eduardo Dias Justa Pereira Bastos

Orientadores:
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Resumo da Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Este trabalho tem por objetivo avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais da Zona Termicamente Afetada (ZTA) de dois aços da classe API 5L X80 produzidos a partir de diferentes rotas de fabricação e submetidos a Tratamento Térmico Pós Soldagem (TTPS). A motivação para este trabalho é a possibilidade de união por soldagem de um aço da classe API 5L X80 a outro aço que demande a execução de tratamento térmico após sua soldagem. Para tanto foram produzidas juntas soldadas circunferenciais pelo processo eletrodo revestido e submetidas ao TTPS. Foram realizados ensaios de tração, dureza e impacto Charpy-V para caracterização das propriedades mecânicas e ensaios por microscopia ótica e eletrônica de varredura para caracterização microestrutural. Os resultados mostraram que as transformações microestruturais observadas como conseqüência do TTPS não levaram a alterações significativas nos resultados de resistência a tração dos aços. Quanto a ZTA, os aços submetidos ao TTPS de 600℃ por 1 hora apresentaram uma redução dos valores de energia absorvida entre 15% e 12%. Mesmo que o TTPS não tenha sido benéfico para a tenacidade ao impacto e mesmo apresentando níveis de dureza superiores a 250 HV ambos os aços apresentaram bons níveis de tenacidade ao impacto na faixa de 150 a 180 joules a -29℃.

Palavras chave:
Soldabilidade; ZTA; API 5L-X80; Propriedades Mecânicas.

Rio de Janeiro
Novembro 2011

ABSTRACT

STUDY OF HAZ ON API 5L X80 CLASS STEELS OF DIFFERENT PRODUCTION ROUTES SUBMITTED TO POST WELD HEAT TREATMENT

Eduardo Dias Justa Pereira Bastos

Advisors:
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, as partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Mechanical Engineering and Materials Technology.

The present work aims to evaluate the microstructural and mechanical properties of the heat affected zone (HAZ) of two API 5L X80 steels, produced by different manufacturing routes and, submitted to a post weld heat treatment (PWHT). The motivation for this work is the possibility of union by welding of an API 5L X80 steel to steel that requires performing heat treatment after welding. Girth welds were produced by the SMAW process and submitted to PWHT. For mechanical properties characterization tension, hardness and impact tests were performed. Optical and scanning electron microcopies were employed for microstructural characterization. The results show that the observed microstructural evolution resulting from the PWHT do not implied in significant changes on tension properties of the steels. About the HAZ both steels after a PWHT of 600 ℃ for 1 hour has shown a decre ase on impact energy between 15% and 12%. Despite PWHT has not been beneficial for impact toughness and yet showing hardness levels over 250 HV it can be observed that both steels present good impact toughness in the range of 150 to 180 joules at -29℃.

Keywords:
Weldability; HAZ; API 5L-X80; Mechanical Properties.

Rio de Janeiro
November 2011

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO **1**

CAPÍTULO I – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA **4**

I.1 – Evolução dos Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) 4

I.2 – Aços API 5L X80 5

I.3 – Soldabilidade dos Aços API 5L-X80 12

I.3.1 – Zona Termicamente afetada dos Aços API 5L-X80 12

I.3.2 – ZTA dos Aços API 5L-X80 Submetidos a Tratamento Térmico Pós-soldagem 17

I.4 – Teor de Carbono Equivalente 18

I.5 – Ação dos Elementos de Liga 19

I.6 – Microestruturas 22

I.6.1 – Ferrita Acicular 22

I.6.2 – Bainita 24

I.6.3 – Bainita Granular 27

I.6.5 – Martensita 28

CAPÍTULO II – MATERIAIS E MÉTODOS **30**

II.1 – Materiais 30

II.2 – Procedimento Experimental 31

II.2.1 – Soldagem 31

II.2.2 – Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) 33

II.2.3 – Retirada de Corpos de Prova 34

II.2.4 – Ensaios de impacto Charpy-V 34

II.2.5 – Ensaios de Tração 34

II.2.6 – Ensaios de Microdureza 35

II.2.7 – Ensaios Metalográficos 35

CAPÍTULO III – RESULTADOS **36**

III.1 – Ensaios de Impacto Charpy-V 36

III.2 – Ensaios de Microdureza 37

III.3 – Ensaios de Tração 38

III.5 – Macrografia 39

III.6 – Microscopia Ótica 40

III.7 – Microscopia Eletrônica de Varredura 42

CAPÍTULO IV – DISCUSSÃO DOS RESULTADOS 44

IV.1 – Metal de Base 44

IV.2 – Região de Grãos Finos da ZTA 47

IV.2 – Região de Grãos Grosseiros da ZTA 50

CONCLUSÕES 53

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 54

LISTA DE FIGURAS

Figura I.1 – Caracterização microestrutural da nomenclatura adotda por Silva 4

Figura I.2 – Aço API 5L X60 Normalizado 5

Figura I.3 – Bainita Inferior de aço X80 de laminação controlada 6

Figura I.4 – Faixas de temperatura de laminação 7

Figura I.5 –Refino do grão ferrítico em função da taxa de deformação 8

Figura I.6 –Aço X80 com ferrita deformada e agregados eutetóides 10

Figura I.7 – Constituintes AM no contorno de grão ferrítico 10

Figura I.8 – Caracterização dos “agregados eutetóides” 11

Figura I.9 – Identificação das ZTA na junta soldada do Aço A estudado neste trabalho 12

Figura 1.10 – Esquema de uma ZTA de passe simples 14

Figura I.11 – Esquema de ZTA de múltiplos passes 14

Figura I.12 –Distribuição de AM em matriz ferrítica de aço X80 nacional 16

Figura I.13 – Espessamento da ripa de ferrita bainítica durante ciclo térmico 18

Figura I.14 –Caracterização da ferrita acicular 22

Figura I.15 – Diferenciação entre a formação de ferrita acicular e bainita 24

Figura I.16 – Aspecto da bainita superior 25

Figura I.17 – Caracterização da bainita inferior 26

FiguraI.18 – Caracterização da Bainita Granular 27

Figura I.19 – Constituinte AM em contorno de grão ferrítico [16] 27

Figura I.20 – Caracterização da martensita 29

Figura II.1 – Aspecto dos Tubos na Condição de Como Recebido 31

Figura II.2 – Preparação dos anéis e chanfros para a soldagem. 31

Figura II.3 – Anéis montados e preparados para a soldagem. 32

Figura II.4 – Detalhe da realização da soldagem 32

Figura II.5 – Aspecto geral da junta obtida a partir de anéis do tubo B finalizada. 32

Figura II.6 – Esquema da retirada ce corpos de prova das juntas prontas 34

Figura II.7 – Esquema da retirada de corpos-de-prova para ensaio Charpy-V. 34

Figura II.8 – Dimensões do CP para ensaio de tração, segundo a ASTM A370 35

Figura II.9 – Posicionamento dos ensaios de Microdureza Vickers 0,1 kgf. 35

Figura III.1 – Tenacidadeda ZTA do Aço A nas condições de como soldado e com TTPS. 37

Figura III.2 – Tenacidadeda ZTA do Aço B nas condições de como soldado e com TTPS 37

Figura III.3 – Perfil de Microdureza das juntas soldadas do Aço A ao longo da ZTA. 38

Figura III.4 – Perfil de Microdureza das juntas soldadas do Aço B ao longo da ZTA. 38

Figura III.5 – Ruptura típica dos CPs de tração ensaiados para este trabalho 39

Figura III.6 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas. Ataque: nital 2%. 39

Figura III.7 – Microscopia ótica das regiões do aço do Tubo A. Ataque: nital 2%. 40

Figura III.8 – Microscopia ótica das regiões do aço do Tubo B. Ataque: nital 2%. 41

Figura III.9 – Microscopia eletrônica das regiões do aço do Tubo A. Ataque: nital 2%. 42

Figura III.10 – Microscopia eletrônica das regiões do aço do Tubo B. Ataque: nital 2%. 43

Figura IV.1 – Comparação do MB do Aço A aqui estudado e os estudado por Silva 45

Figura IV.2 – Aço A estudado neste trabalho nas condições 45

Figura IV.3 – Aço B estudado neste trabalho 46

Figura IV.4 – MEV com aumento de 5.000 vezes da RGF das ZTA do Aço A 48

Figura IV.5 – Observação da RGF do Aço B 49

Figura IV.6 – Observação da RGG do Aço A 50

Figura IV.7 – Observação da RGG do Aço B 52

LISTA DE TABELAS

Tabela II.1 Dados dimensionais dos Aços. 30

Tabela II.2 Composição química dos aços dos Aços A & B e similares por norma. 30

Tabela II.3 Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem do Aço A. 33

Tabela II.4 Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem do Aço B. 33

Tabela III.1 – Ensaios de impacto Charpy-V -29℃ do Aço A, como soldado e com TTPS. 36

Tabela III.2 – Ensaios de impacto Charpy-V -29℃ do Aço B, como soldado e com TTPS 36

Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas 39

Introdução

Embora a pesquisa de novas tecnologias e novas matrizes energéticas venha sendo desenvolvida nos últimos anos, com o aprimoramento de fontes eólicas, solares e o bio-combustível, nossa dependência dos combustíveis fósseis ainda se impõe.

O desenvolvimento dos campos de petróleo vem sendo auxiliado pela metalurgia com a melhoria dos materiais empregados na construção de sondas, navios e principalmente, dos dutos de escoamento da produção. A melhoria das propriedades mecânicas e químicas dos aços empregados possibilita reduzir sua espessura de parede, o que propicia tubos mais leves e que, por sua vez, aumenta a velocidade de lançamento das linhas, reduzindo os custos de operação [1,2].

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 [3].

A laminação dos aços ARBL 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 escoamento, de resistência e a tenacidade [4]. Nas estruturas ferríticas-perlíticas, enquanto um maior refino do tamanho de grão aumenta a razão entre a tensão de escoamento e a tensão limite de resistência, chamada razão elástica, o aumento da fração volumétrica da perlita aumenta apenas o limite de resistência do material [6].

Elevadas razões elásticas estão diretamente relacionadas com o comportamento tipo mola, também chamado de “spring back”, onde a recuperação elástica do material o torna pouco dúctil.

A partir de processos de laminação controlada (LC – com altas taxas de deformação abaixo da temperatura de recristalização), deu-se origem a aços com baixos percentuais de carbono equivalente e, ainda assim, com excelentes propriedades mecânicas e com melhor soldabilidade, como é o caso do aço API X70 [3].

Ao longo dos anos, foram sendo desenvolvidas composições químicas específicas capazes de substituir a estrutura ferrítica-perlítica por estruturas predominantemente compostas por ferrita acicular ou bainita, que apresentam menores valores de razão elástica. Este é ocaso dos aços da classe API X80, que podem ser desenvolvidos através da adoção de

frações cada vez maiores de constituintes aciculares na microestrutura e que possuem uma maior densidade de discordâncias em comparação com os aços de estrutura ferrítica-perlítica [2]. No entanto, conforme descrito por Silva [4], a adição de elementos de liga eleva o custo de produção e pode aumentar a temperabilidade dos aços.

Em seu trabalho, Ouchi [3] relata que ao final da década de 1970, o Japão, com suas laminadoras de grande capacidade, incluiu o resfriamento acelerado ao processo, conseguindo um refino ainda maior do grão de ferrita formado com a decomposição da austenita. Diversos estudos, incluindo melhores balanceamentos dos elementos de liga e um melhor controle da temperatura durante as etapas de laminação, tiveram seqüência desde então, buscando desenvolver aços que aliem maiores limites de escoamento e resistência a melhor soldabilidade.

Em paralelo às exigências de elevados limites de resistência associados à elevada tenacidade, as rotas de procedimentos de fabricação devem levar em consideração as características de soldabilidade e os efeitos dos ciclos térmicos impostos pela soldagem sobre as microestruturas originais, onde particularmente a zona termicamente afetada (ZTA) requer especial atenção.

Os aços da classe API 5L X80, em geral, apresentam boa soldabilidade [2] ao produzir uniões soldadas com apreciáveis níveis de tenacidade, mesmo a baixas temperaturas. As composições químicas utilizadas na fabricação destes aços foram desenvolvidas não só para atingir os elevados níveis de resistência, mas também gerar ZTAs com excelentes propriedades mecânicas, capazes de resistir à ambientes agressivos, normalmente encontrados nas mais diversas aplicações, principalmente no transporte de petróleo e seus derivados [1].

O comportamento das ZTAs dos aços da classe API 5L X80 e suas relações com as diferentes composições químicas e diferentes rotas de fabricação vêem sendo constantemente estudadas, o que rende base para seu aperfeiçoamento no que diz respeito à sua soldabilidade. A redução da suscetibilidade ao trincamento a frio e redução da formação de zonas de baixa tenacidade na região de grãos grosseiros têm tornado a utilização desta classe de aços uma boa escolha para melhorar a viabilidade técnica e econômica de projetos de escoamento de produção do petróleo e seus derivados [1, 2].

As microestruturas tipicamente encontradas nas ZTAs destes aços conferem propriedades mecânicas de grande interesse técnico e econômico. No entanto, é importante considerar, com relação ao comportamento dos aços da classe X80, as conseqüências da aplicação de tratamentos térmicos pós-soldagem, que muitas vezes se fazem obrigatórios, em particular nos casos de juntas de grande restrição, objetivando promover o alívio de tensões.

A aplicação de um segundo ciclo térmico à ZTA dos aços da classe API 5L X80 pode levar a modificações microestruturais e de propriedades mecânicas que alterem, significativamente, o desempenho do material. Se um tubo de aço X80 for unido por soldagem a um aço de maior temperabilidade, como em um bloco de válvula, flange ou conector especial, a junta possivelmente deverá ser submetida a um TTPS. Para compreender a influência destes tratamentos na ZTA de aços X80, foi decidido estudar o comportamento de juntas representativas do cenário nacional.

O presente trabalho avalia de forma comparativa as alterações nas propriedades mecânicas e microestruturais nas ZTAs de juntas soldadas de dois aços da classe API 5L X80 de diferentes composições e rotas de fabricação, resultantes da aplicação de tratamento térmico pós-soldagem. Esta abordagem objetiva contribuir com um melhor entendimento da ação dos ciclos térmicos impostos pelos tratamentos térmicos pós-soldagem sobre a ZTA dos aços estudados, visando à elaboração e seleção de procedimentos que possibilitem obter melhores resultados em termos de propriedades, em particular, da tenacidade ao impacto.

Capítulo I – Revisão Bibliográfica

Neste capítulo é realizada uma abordagem sobre as características relacionadas a algumas formas de produção de aços de alta resistência com enfoque nos aços da classe API 5L X80.

I.1 – Evolução dos Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

A busca por limites de resistência entre 600 e 800 MPa aliados à baixa razão elástica, tem levado os aços a possuírem uma composição microestrutural de ferrita poligonal, ferrita acicular, bainita e constituinte AM [2]. A Figura I.1 caracteriza algumas das microestruturas mencionadas.

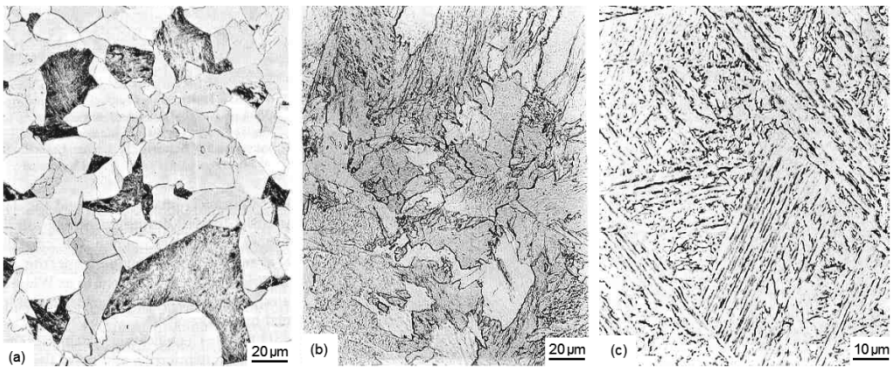


Figura I.1 – Caracterização microestrutural da nomenclatura adotda por Silva [4]: (a) Ferrita Poligonal; (b) Ferrita Quase Poligonal; (c) Ferrita acicular.

Segundo Ouchi [3], o desenvolvimento dos processos de laminação controlada, que se mostra como um método muito eficaz na melhoria das propriedades mecânicas dos aços se baseia no controle da taxas de nucleação e crescimento nos processos de recristalização. A laminação controlada atinge esta meta através do refino da microestrutura gerada pelo controle rigoroso de vários parâmetros da laminação em diferentes patamares de temperatura.

As estruturas ferríticas-perlíticas, características dos aços ARBL permitem obter elevados níveis de resistência, porém, com elevada razão elástica. Esta característica traz dificuldades para as etapas posteriores de conformação como, por exemplo, a fabricação de tubos a partir destas chapas pelo método UOE que demanda o dobramento da chapa em forma de “U”, o fechamento “O” e a expansão para correção geométrica “E”. Onde a elevada razão elástica dificulta a conformação a frio da chapa que dará origem ao tubo [6].

Silva [4] descreve dois estágios da laminação controlada. Em um primeiro momento, os passes de laminação ocorrem entre 1100 e 950 ℃ e seu objetivo é a completa recristalização da austenita a cada passe. No segundo estágio, os elementos de liga estabilizam a austenita retardando sua recristalização a temperaturas abaixo dos 900 ℃.

Ao final do segundo estágio de laminação, os grãos da austenita possuem grande encruamento, o que gera diversas frentes para a nucleação da ferrita refinada. De maneira geral, a laminação controlada dos aços de ARBL ocorre em uma faixa de temperatura onde existe um campo bifásico de austenita+ferrita que, quando resfriado, dá origem a aços ferríticos-perlíticos que devem ser submetidos à normalização após a laminação, (como é o caso, principalmente, do API X60). A Figura I.2 mostra o aspecto de um aço API X60 em sua condição normal de fornecimento.

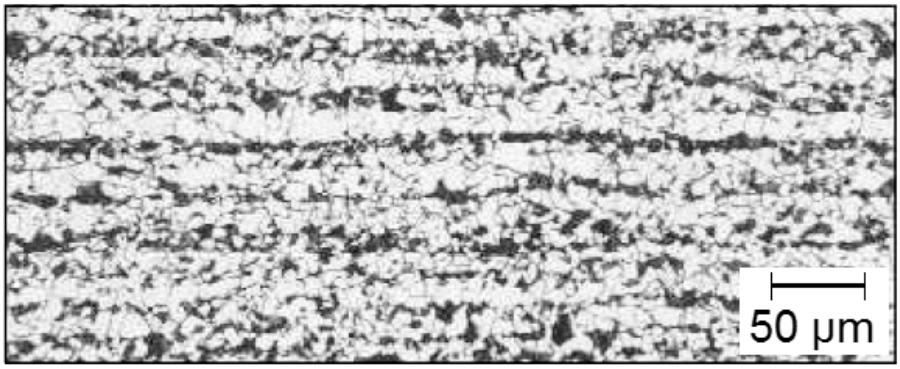


Figura I.2 – Aço API 5L X60 Normalizado [7].

É sabido que discordâncias, contornos de grãos e precipitados influenciam fortemente nas propriedades mecânicas dos aços. O aumento da resistência e da tenacidade observados no desenvolvimento dos aços da classe API X80 com relação aos demais aços ARBL, somente foi obtido com a substituição da estrutura ferrítica-perlítica presente nos aços da classe API X70 pela ferrita bainítica. Essa mudança possibilitou aumento significativo da densidade de discordâncias e a laminação controlada permitiu uma significativa redução do tamanho de grão da ferrita, aumentando simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade [7].

I.2 – Aços API 5L X80

Pela especificação API 5L de 2007 [5], os aços da classe API X80, usados para a fabricação de tubos conformados pelo processo UOE (dobramento em U, fechamento em O e Expansão), devem possuir: Limite de escoamento entre 550 e 690 MPa; limite de resistência entre 620 e 830 MPa; razão elástica máxima igual a 0,93 e percentual de Carbono Equivalente entre 0,25 a 0,43%.

Xiao et. al. [8] afirmam que, para atingir os níveis de propriedades mecânicas exigidos pela especificação API 5L [5], a produção dos aços de baixo carbono microligados destinados à fabricação dos dutos de X80 deve resultar em uma microestrutura ferrítica refinada.

A principal diferença entre os aços comumente chamados ARBL de estrutura ferrítica-perlítica e os produzidos por laminação controlada com resfriamento acelerado, citado por Ouchi et. al. [3], está em sua microestrutura. Estes aços possuem uma estrutura composta por uma matriz de ferrita acicular, muitas vezes associada à ferrita poligonal com a presença

dispersa de carbetos ultrafinos precipitados, além da possível ocorrência de martensita fina distribuída ao longo do sentido de laminação. Dependendo das condições de resfriamento e da composição do aço, é possível ocorrer o aparecimento da bainita e do constituinte austenita-martensita [8].

A maior parte da bainita encontrada nos aços API X80 de laminação controlada é composta por ripas finas de ferrita e carbetos, algumas vezes associada ao constituinte AM que se apresenta na forma de discretos blocos [10]. A Figura I.3 mostra uma formação típica de bainita inferior em aços da classe API 5L X80 obtidos por laminação controlada.

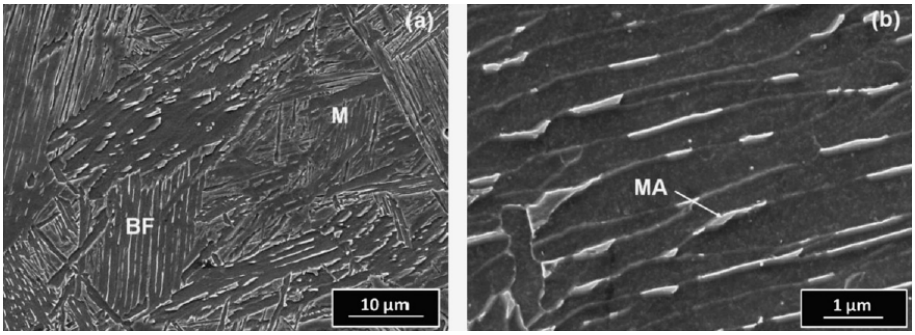


Figura I.3 – Bainita Inferior de aço X80 de laminação controlada: (a) Ferrita bainítica e martensita; (b) maior ampliação do campo bainítico, mostrando o constituinte AM [44].

Aliando-se o grande refino dos grãos com a precipitação de carbetos dos elementos de liga é possível aumentar a resistência e a tenacidade dos aços, mesmo com reduzidos percentuais de carbono e elementos de liga, o que favorece a soldabilidade [7, 9].

O aço API X80 obtido pela laminação em temperaturas onde há apenas austenita consiste em ferrita acicular e bainita superior. O contorno de grão entrecortado e o pequeno tamanho de grão, característicos da ferrita acicular age como uma barreira a propagação de trincas, mesmo a baixas temperaturas [11].

Algumas aciarias projetam seus aços da classe API X80 para possuírem uma microestrutura formada principalmente por ferrita acicular livre de carbonetos e zonas com bainita, por vezes, associada a constituintes AM dispersos [12].

Grãos de ferrita obtidos quando a austenita sofre maiores deformações durante a laminação a baixas temperaturas possuem menor granulometria e são mais equiaxiais, devido à grande densidade de frentes de nucleação geradas. Em compensação, menores deformações geram uma maior quantidade de ferrita acicular [13].

A deformação da austenita cria descontinuidades que podem auxiliar no mecanismo difusional e nos processos de precipitação. Deste modo, a precipitação de carbetos nos contornos de grão da austenita deformada ocorre durante sua laminação. No entanto, a solubilização de elementos formadores de carbetos ou nitretos na austenita depende das quantidades de C e N presentes. Com a redução da temperatura, a supersaturação destes

solutos dá início à formação de precipitados nas regiões onde as condições cinéticas são mais favoráveis [14] e o tamanho médio do grão de ferrita acicular se reduz. Mas esta mudança não apresenta correlação com a variação da velocidade de resfriamento que, apenas aumenta o número de contornos de baixo ângulo e aumenta a precipitação de carbonitretos [15].

A redução da temperatura de formação da bainita, pela adição de elementos como o Ni, Mn, ou Mo, facilita a transformação da austenita em ferrita acicular, que é uma das principais microestruturas responsáveis pela resistência do aço API X80. Sua formação é obtida principalmente pelo rápido resfriamento do aço austenitizado enquanto que a formação de ferrita poligonal é suprimida pela ação de elementos de liga. Do ponto de vista da composição química do aço, o Mn é o elemento de menor custo para evitar a formação de ferrita poligonal, cuja ação pode ser eficientemente complementada pela adição de Mo [12].

Plaut et. al. [9] descrevem três diferentes faixas de temperaturas nas quais a deformação é aplicada à chapa durante a laminação controlada para a obtenção de alta resistência:

Temperatura de recristalização da austenita – A austenita é deformada e se recristaliza sem que ocorra o crescimento do grão, refinando-o por sucessivas recristalizações;

Faixa intercrítica de temperaturas – A austenita é deformada sem que ocorra recristalização. O material apresenta um encruamento acumulativo que permite aumentar a nucleação da ferrita durante a decomposição da austenita.

Região de temperaturas abaixo da Ar3 – nesta faixa de temperaturas onde ocorre o campo bifásico de austenita e ferrita, o encruamento da ferrita aumenta a resistência do material e o encruamento da austenita permite a criação de um maior número de sítios para nucleação de ferrita de grão ainda mais fino. A Figura I.4 mostra as faixas de temperaturas onde ocorrem as etapas de deformação durante o processamento laminação controlada dos aços ARBL.

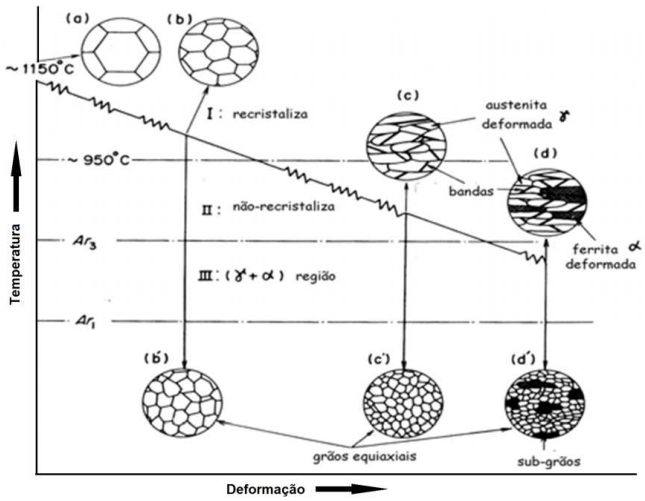


Figura I.4 – Faixas de temperatura de laminação [9].

A temperatura intercrítica de laminação promove um encruamento progressivo da ferrita formada anteriormente, o que aumenta o limite de resistência do material. A temperatura de acabamento influencia mais no limite de escoamento que no limite de resistência, o que também promove um aumento da razão elástica do material [6].

Dependendo da composição química e das características dos processos de cada aciaria, os produtos finais podem ser chapas de espessuras que chegam a 100 mm, com estruturas ferríticas heterogêneas de grão ultrafino que acompanham o sentido de laminação. Estas chapas atendem às especificações de resistência mecânica exigidas pela norma API 5L [5] e apresentam uma soldabilidade superior à dos aços ARBL temperados e revenidos [3].

Uma vez que a tensão de escoamento é proporcional à densidade de discordâncias, o mecanismo de aumento da resistência dos materiais por meio do refino de tamanho de grão é baseado no aumento da quantidade de contornos que dificultam a movimentação das discordâncias causando o seu empilhamento, como apontado por Xue et. al. [10].

O crescimento do grão austenítico durante as etapas de conformação acima da Ar_3 é dificultado pelo ancoramento dos contornos de grão e subgrão em função da precipitação de carbetos e nitretos de Nb, Ti e V [10]. Ao contrário dos aços convencionais da mesma classe API X80, que recristalizam completamente a cada passe de laminação, os aços que contém teores de Nb-Ti-V somente se recristalizarão após os passes que ocorrem em faixas mais altas de temperatura [9]. A Figura I.5 mostra a evolução do refino da estrutura ferrítica de um aço ARBL submetido à laminação controlada.

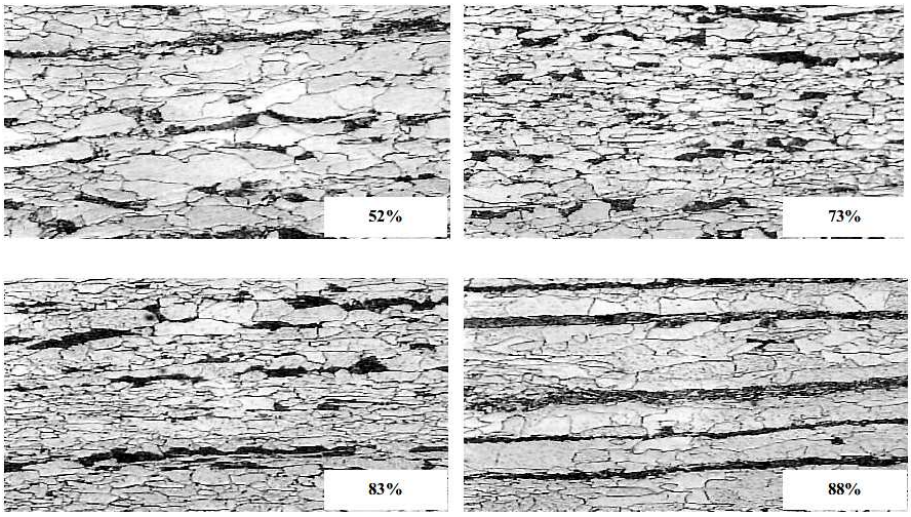


Figura I.5 –Refino do grão ferrítico em função da taxa de deformação [9].

Durante a laminação a temperaturas mais baixas, são criadas diversas frentes de recristalização a cada passe, que são ancoradas pelos precipitados, principalmente de Nb, o que impede a recuperação do material. Este ancoramento permite o encruamento da austenita

presente em temperaturas mais baixas e, portanto, um maior número de frentes de nucleação da ferrita, o que contribui para o refino da estrutura final [4, 9].

Plaut et. al. [9] afirmam que durante a laminação de aços ARBL convencionais, a nucleação da ferrita ocorre exclusivamente nos contornos da austenita. Durante a laminação controlada dos aços microligados, a nucleação da ferrita ocorre ao longo não só dos contornos de grãos da austenita, mas também nas suas bandas de deformação geradas pelo encruamento. Com a utilização do resfriamento acelerado após a última etapa de laminação, é possível nuclear a ferrita de maneira muito mais rápida e refinada e em toda a extensão do grão austenítico encruado. O elevado grau de encruamento que deve ser aplicado a austenita em baixas temperaturas de laminação no caso da laminação controlada com resfriamento acelerado, requer cargas demasiadamente altas para a grande maioria das linhas de produção [9].

Em alternativa a tecnologia de resfriamento acelerado, a obtenção de aços do grau API X80 com granulometrias de 3 µm a 6 µm e comuns para esta classe de aços é conseguida através da adição de elementos de liga como o Ni, o Mo e o Mn, [4, 16 e 12]. Comparado aos aços desta classe obtidos por resfriamento acelerado, as quantidades de elementos liga são superiores com o objetivo de reduzir a temperatura de transformação da austenita; inibir o crescimento da austenita durante a recristalização; retardar a transformação austenita-ferrita e aumentar da capacidade de endurecimento por precipitação [1,17].

A microestrutura resultante do processo de produção do aço API X80 por laminação controlada sem resfriamento acelerado é composta por ferrita+bainita de aproximadamente 10 µm de granulometria, com dispersão fina de constituinte AM e com possibilidade de ocorrência de colônias cementita, perlita fina e austenita retida de tamanho heterogêneo, [1, 3, 16, 17].

Quanto maiores os percentuais bainíticos, melhores as características de resistência do aço e o aumento deste percentual é alcançável pelo retardo da transformação da austenita durante o seu resfriamento, o que pode ser proporcionado através da adição de Ni, Mo e Mn.

O Mn, no entanto, favorece a formação do microconstituinte AM em detrimento da bainita [1]. Outro elemento importante é o Nb o qual reduz a taxa de nucleação dos grãos de ferrita a temperaturas mais altas, permitindo que mais austenita prévia se transforme em bainita durante o resfriamento. Assim, o grão de austenita prévia que está sendo deformada a baixa temperatura se alonga e reduz sua seção. Quando se transforma em bainita, dá origem a grãos com maior refinamento [1].

Ramirez et. al. [18] realizaram a análise microestrutural ao longo da seção de uma chapa de 19 mm de espessura de aço Ti-Nb-V com 560 MPa de limite de escoamento, produzida por laminação controlada. O aço estudado foi possivelmente laminado na faixa intercrítica (abaixo de Ar_3) onde a ferrita encrua progressivamente sem restauração. Os autores

encontraram, na superfície da chapa, uma mescla de ferrita quase-poligonal e ferrita poligonal de tamanhos de grãos heterogêneos. Estes grãos encontram-se intercalados por colônias de cementita, perlita fina e austenita retida de tamanho heterogêneo, as quais o autor denominou “agregados eutetóides” e que são fruto da transformação da austenita não recristalizada. A Figura I.6 foi retirada do trabalho dos Autores [18] e exemplifica a microestrutura encontrada no aço estudado, decorrente da laminação controlada.

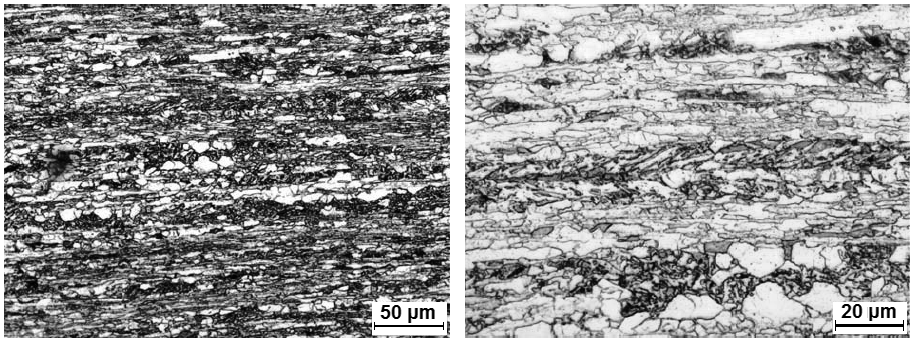
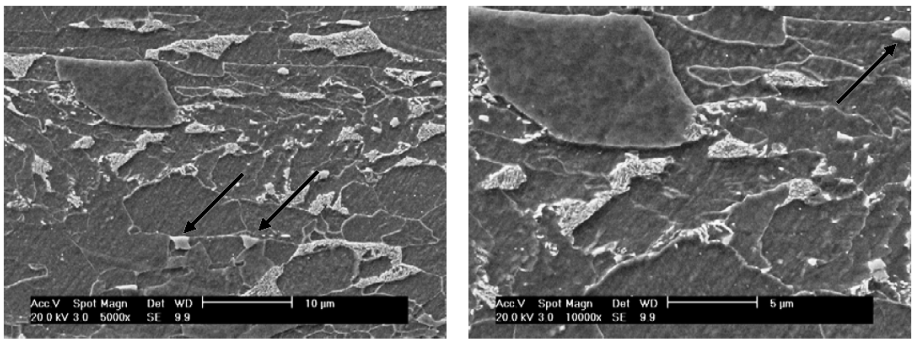


Figura I.6 –Aço API 5l X80, obtido por laminação controlada, mostrando ferrita deformada e agregados eutetóides [18].

Estas colônias nucleiam a partir da recristalização incompleta do grão de austenita encruado pela laminação em baixa temperatura. Estes resultados são compatíveis com os resultados encontrados por Gonzalez [19] e Silva [4] que sugerem que a composição destas colônias de subprodutos da recristalização incompleta da austenita serem constituídos também por bainita e perlita fina degenerada.

O tamanho médio do grão da matriz ferrítica situa-se em torno de 5 µm e a fração volumétrica destes subprodutos gira em torno de 15%, encontrando-se também a ferrita bainítica com constituintes AM localizados preferencialmente nos contornos do grão e homogeneamente distribuídos sobre a matriz ferrítica. A Figura I.7 mostra um aço X80 obtido por laminação controlada com matriz de ferrita poligonal com dispersão de bainita, “agregados eutetóides” e constituinte AM.



5000X 10000X

Figura I.7 – Constituintes AM no contorno de grão ferrítico. Os AM estão indicados pelo autor através das setas [4].

A orientação destas estruturas tende a ser congruente com o sentido de laminação e a ferrita de grão alongado, cuja formação é prévia às etapas finais de laminação, é encontrada entre os grãos de ferrita poligonal [4, 18, 19]. Em direção ao centro da chapa, observou-se um maior nível de recristalização dando origem a bandas de ferrita poligonal de tamanho de grão homogêneo, intercaladas com bainita, que segundo XUE et. al. [10], é composta de ferrita de morfologia acicular e AM. Sob maiores aumentos, identificou-se bainita granular associada a finos blocos de AM [4, 18, 19]. A Figura I.8 mostra em seqüência de ampliação, a caracterização dos subprodutos da transformação eutetóide (“agregados eutetóides”) da austenita não recristalizada durante a laminação controlada de um Aço X80 nacional [4].

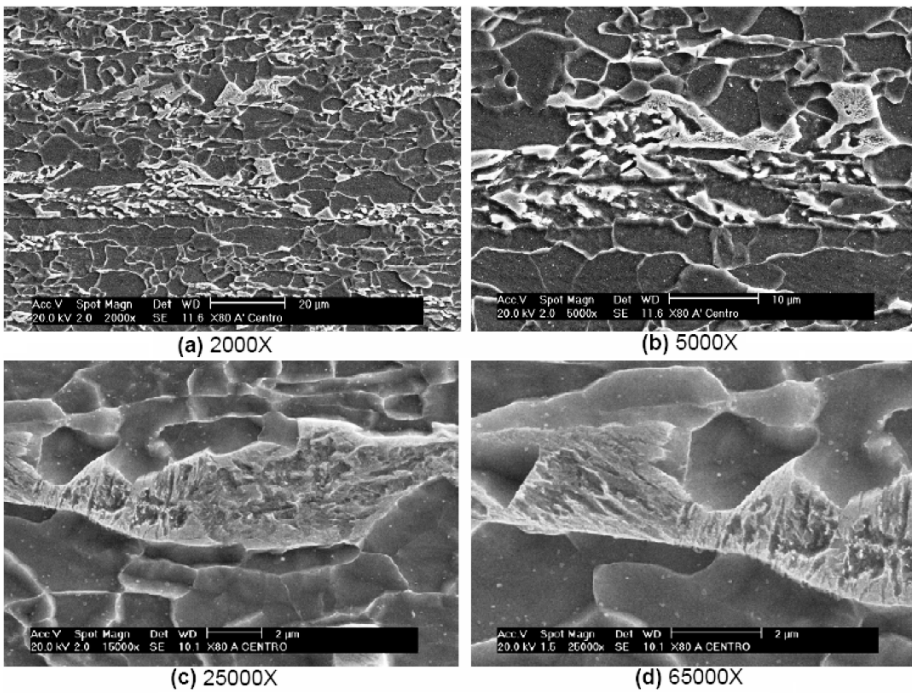


Figura I.8 – Caracterização dos “agregados eutetóides” [4].

O perfil de microdureza Vickers levantado por Ramirez et. al. [18] para este tipo de material ao longo da espessura da chapa, mostrou uma média de 227,6 HV com desvio máximo de 5,9%, onde os maiores resultados encontrados nas superfícies da chapa, onde os gradientes de resfriamento são maiores e os grãos ferríticos são mais refinados. Algumas regiões da superfície da chapa mostram grãos de ferrita de maior tamanho alongados em forma “panqueca”, cujos grandes tamanhos são possivelmente advindos de migração de contornos de grão em função do encruamento [18].

A realização de processos de soldagem e a conseqüente imposição de ciclos térmicos sobre a microestrutura poderá causar degradação das propriedades mecânicas. Para evitar este efeito, alguns elementos são adicionados em pequenas quantidades como: V, Cr, Nb e Mo com o objetivo de promover um atraso no processo de transformação da austenita e o refino ainda maior do tamanho do grão formado [1]. Adicionalmente, uma maior formação de bainita pela decomposição da austenita prévia e uma redução geral do tamanho dos agrupamentos de

constituintes AM com maior dispersão na matriz bainítica também são esperados. Os autores [1] afirmam que, mesmo com o aparecimento do constituinte AM durante os ciclos térmicos de soldagem, a tenacidade do material não é prejudicada, em função da morfologia apresentada e de sua dispersão. Porém, devem ser mantidos baixos níveis de inclusões, de percentuais de C, de Mn, de Si e de impurezas (como S e P).

I.3 – Soldabilidade dos Aços API 5L-X80

Os aços API X80 são produzidos de modo a se obter boas características de soldabilidade. Contudo, os diversos processos de soldagem aplicáveis levam a imposição de diferentes ciclos térmicos sobre o metal base, demandando ajustes dos respectivos parâmetros de soldagem objetivando minimizar as possíveis alterações de propriedades mecânicas na Zona Termicamente Afetada (ZTA).

I.3.1 – Zona Termicamente afetada dos Aços API 5L-X80

Zona termicamente afetada (ZTA) é o termo usado para identificar a região do metal de base, adjacente à poça de fusão, que experimenta um ciclo térmico de aquecimento e resfriamento a cada passe de soldagem. Este ciclo térmico geralmente altera suas propriedades, diferenciando-a do metal de base e da zona fundida. Sua extensão depende da geometria da junta, das propriedades do material e das condições de soldagem, como o preaquecimento e o aporte térmico gerado [16].

Sua diferenciação das demais regiões da junta soldada pode ser feita pela execução de uma macrografia, através da qual se pode observar sua extensão desde a zona fundida, ou metal de solda (MS) até o ponto no metal base (MB) onde é atingida a temperatura crítica inferior de transformação da austenita (723 ℃) [16]. A Figura I.9 mostra o aspecto típico de uma ZTA de uma junta de múltiplos passes.

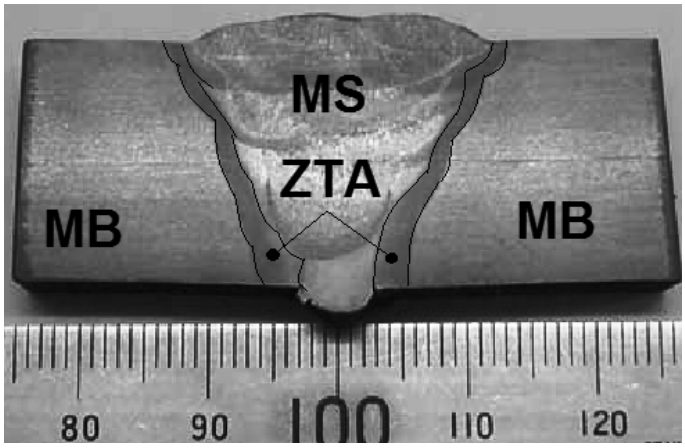


Figura I.9 – Identificação das ZTAs em junta soldada multipasse.

Embora seja oriunda do MB, a ZTA geralmente apresenta granulometria diferenciada do metal de base em função da disponibilidade de energia para desencadear processos de

recristalização e crescimento de tamanho de grão. Na região de grãos grosseiros (RGG), o crescimento de grão pode ser um dois maiores fatores que influenciam a temperabilidade do aço e, portanto, a formação de martensita (que é um dos principais ingredientes de fraturas a frio).

Em geral, os aços C-Mn baixa liga apresentam microestrutura predominantemente ferrítica-perlítica e o ciclo térmico imposto pelos processos de soldagem pode levar a perda de propriedades mecânicas na ZTA. Uma das causas desta perda de propriedades é devido à facilidade de formação do microconstituinte AM na zona intercrítica. O AM formado nestas condições é, normalmente, alongado e interligado e a martensita presente possui alto teor de carbono. A perda de tenacidade pela alteração da microestrutura original da chapa, em função da influência do aporte térmico também gera bastante preocupação ao se produzir uma junta soldada em aços de laminação controlada.

Os parâmetros da soldagem devem ser cuidadosamente estudados e balanceados para combinar-se com as características do metal de base [1]. Outro efeito da ação do ciclo térmico é o significativo aumento do grão austenítico transformado pelo aporte térmico, aliado a uma elevada taxa de resfriamento, podendo gerar na zona de grãos grosseiros próxima à linha de fusão, microestruturas compostas por bainita superior e martensita revenida. Dependendo do crescimento do grão austenítico, este poderá se tornar muito temperável e originar martensita [4].

Ao estudar as microestruturas formadas em um único passe de soldagem, Pinto [16] visualizou distintas regiões na ZTA, onde constatou principalmente:

Uma região de grãos grosseiros onde, devido ao aquecimento proveniente do aporte térmico, ocorre a austenitização do aço e, em função da velocidade de resfriamento, ocorre o crescimento do grão. Nesta região também, dependendo da taxa de resfriamento, poderão se formar martensita, ferrita poligonal e bainita. As fases secundárias ricas em carbono poderão dar origem ao constituinte AM e perlita.

Uma região de grãos finos onde, embora haja a austenitização do aço, o crescimento do grão não é significativo. Aqui, porém, existe energia suficiente para promover mecanismos difusionais que formarão ferrita no contorno do grão e possibilitarão a formação de perlita no centro após a transformação da austenita no resfriamento.

Região intercrítica onde, dependendo das velocidades de resfriamento, poderão se formar diferentes microestruturas como bainita superior, martensita revenida e de alto carbono.

Região subcrítica, onde pode ocorrer o envelhecimento dinâmico da estrutura, que pode levar a sua fragilização.

A Figura I.10 mostra o esquema de uma ZTA de passo simples em função da temperatura atingida a partir do metal de solda.

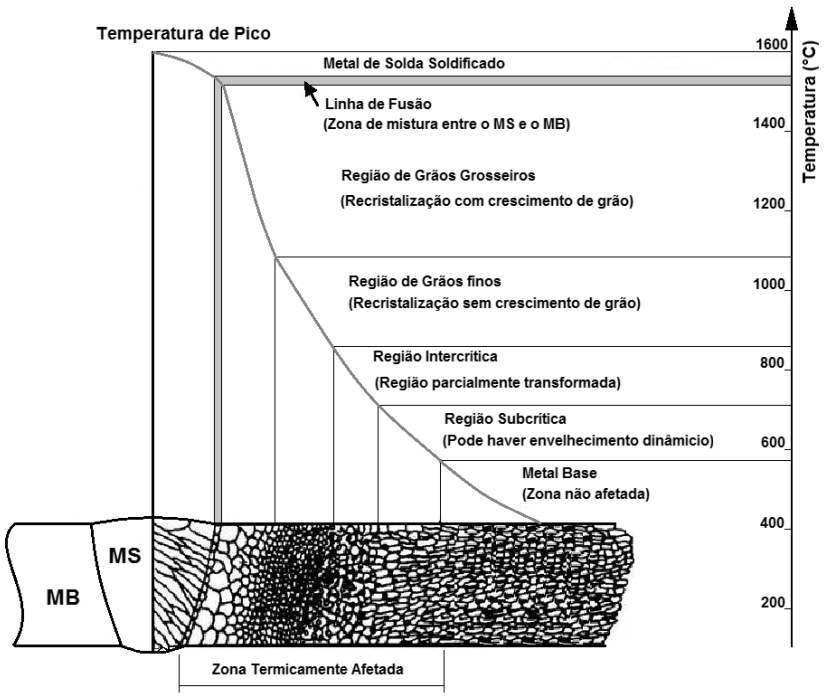


Figura I.10 – Esquema de uma ZTA de passe simples [16].

Em chapas de grande espessura, é esperada a utilização de um número elevado de passes de solda, o que torna a ZTA ainda mais complexa que o visto acima. A execução de um passe subseqüente transfere calor para o passe anterior e, dependendo do aporte térmico empregado, podem ser formadas na região de grão grosseiro do passe anterior, as demais regiões esperadas de uma ZTA.

As ZTAs possuem uma mescla de diversas microestruturas e, portanto, diferentes propriedades mecânicas e comportamentos. Esta variedade ao longo de propagações de calor que muitas vezes se sobrepõem em soldagens multipasses faz com que a repetibilidade de resultados em testes de impacto Charpy-V seja difícil, exatamente por ser praticamente impossível posicionar o entalhe sobre a mesma composição de microestruturas em diferentes CPs [20]. A Figura I.11 mostra o esquema de uma ZTA de múltiplos passes.

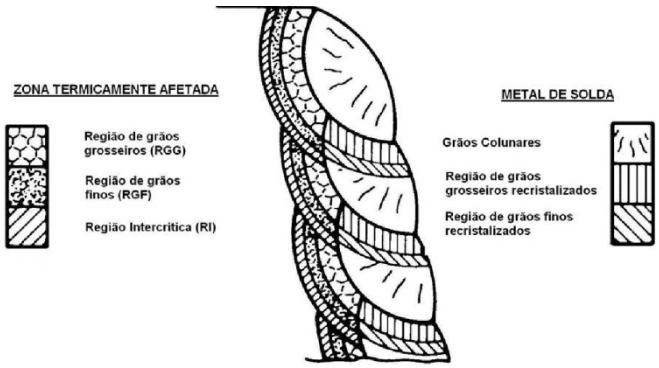


Figura I.11 – Esquema de ZTA de múltiplos passes [16].

Durante a soldagem de múltiplos passes em aços de alta resistência é esperada a deterioração das propriedades mecânicas, principalmente da tenacidade, na região de grãos grosseiros da ZTA.

Com o desenvolvimento de aços com menores teores de carbono equivalente, A região de menor tenacidade as juntas soldadas multipasse tende a ser a RGG reaquecida intercriticamente, onde a transformação parcial da austenita retida de maiores teores de carbono e Mn [4].

Além da possibilidade de formação de Zonas Frágeis Localizadas (ZFL), pelo aumento da fração volumétrica do constituinte AM de morfologia alongada e interligado. Ainda, o crescimento grão austenítico durante o aquecimento favorece a temperabilidade da austenita, o que pode dar origem a estruturas de baixa tenacidade como a martensita [4,5].

Conforme Gorni et. al. [2] e Hillenbrand [21], uma grande preocupação durante a soldagem de aços de alta resistência é a sua suscetibilidade ao trincamento por H_2 nas ZFL de sua ZTA. Contudo, a utilização de um preaquecimento adequado, a escolha de consumíveis e processos que garantam baixa absorção de H_2 e o controle da temperatura entre passes (na faixa entre 80 e 100 ℃), reduz drasticamente as ch ances de trincamento.

Embora as composições dos aços produzidos por laminação controlada com resfriamento acelerado venham sendo constantemente aprimoradas para que não dêem origem às zonas frágeis em suas ZTAs, sua formação não consegue ser plenamente evitada.

Silva [4] sustenta que não se deve menosprezar o potencial aparecimento de zonas frágeis localizadas nos aços produzidos a partir do resfriamento acelerado, principalmente na região de grãos grosseiros da ZTA.

As microestruturas na RGG da ZTA destes aços consistem, predominantemente, em bainita e uma pequena proporção de ferrita acicular de morfologia achatada, mais como ripas que placas ou agulhas, com dimensões em torno de 22x9x3 μm [22]. Porém, uma ZFL pode dar início à fratura por clivagem e, uma vez que esta pode aliviar a energia elástica e causar deformação local no material ao redor da trinca, a tenacidade do material pode ser comprometida [4].

Moeinifar et. al. [23] observaram ao longo da ZTA de aços microligados, que atendem aos requisitos da classe API X80, diferentes comportamentos no que se refere à fração volumétrica e a morfologia dos constituintes AM, o que acaba influenciando diretamente na tenacidade do material. Devido ao curto espaço de tempo durante o reaquecimento da região de grãos grosseiros da ZTA, a difusão de carbono é dificultada e após a austenitização, as fases ricas em C presentes nos contornos de grão da austenita prévia transformam-se em fases secundárias como carbetos e constituinte AM. Nestas condições, o AM geralmente se

apresenta na forma de blocos massivos nos contornos de austenita prévia, mas também podem ocorrer no interior do grão, de maneira alongada e delgada.

Os precipitados de Nb e V, quando na região de grãos grosseiros da ZTA, após serem solubilizados em matriz austenítica com o reaquecimento da ZTA, coalescem e podem distorcer a nova matriz ferrítica, permitindo o crescimento de grãos. Isto gera uma região de grãos de tamanho heterogêneo, cuja interface pode favorecer a propagação de trincas [4]. O tamanho de grão da austenita recristalizada é, primariamente, uma função da temperatura de pico de reaquecimento do material e bastante independente da taxa de aquecimento [24].

Os aços Nb-Ti-V produzidos com resfriamento acelerado possuem, em geral, melhores propriedades que os produzidos com o aumento da quantidade de elementos de liga [9]. 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. Neste caso, a formação de constituintes AM e o crescimento do grão após a recristalização das zonas austenitizadas com a precipitação de carbetos em seus contornos tendem a fragilizar a ZTA, ao mesmo tempo em que aumentam sua dureza [4].

Contudo, Bott et. al. [1] discutem que a matriz de ferrita bainítica do metal base destes aços exibe-se de forma refinada com homogênea distribuição de constituinte AM. Ao contrário dos aços ARBL comuns, sua ZTA, embora possua significativa fração volumétrica composta por AM, não sofre reduções acentuadas de tenacidade ou resistência. Dependendo do aporte térmico infundido pela soldagem e da velocidade de resfriamento permitida, o constituinte AM pode apresentar-se como blocos homogeneamente espaçados. A Figura I.12 mostra a distribuição de constituinte AM em matriz ferrítica encontrada por Bott et. al. [1].

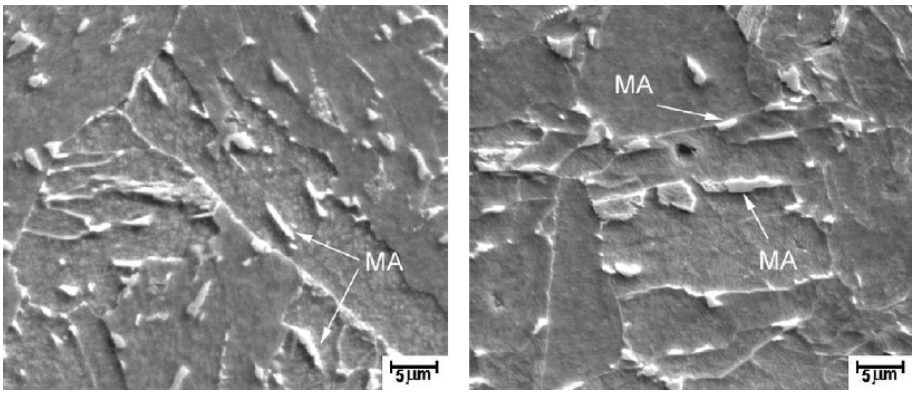


Figura I.12 –Distribuição de AM em matriz ferrítica de aço X80 nacional [1].

Ao contrário dos aços produzidos com resfriamento acelerado, os aços API X80 obtidos por adição de elementos de liga avaliados por Bott et. al. [1] não apresentaram deterioração das propriedades, o que foi relacionado à morfologia e dispersão encontradas nos constituintes AM, gerados durante os ciclos de soldagem multipasse. Foi verificado nestes aços, a redução da dureza da ZTA com o aumento de sua tenacidade. Esta particularidade é atribuída ao fato

dos constituintes AM não estarem interconectados na matriz ferrítica, mas sim dispersos nela, embora com maior volume que o encontrado comumente em aços processados com resfriamento acelerado.

De uma maneira geral, os aços API X-80 produzidos nacionalmente sem resfriamento acelerado com adições de Nb-Cr-Mo se apresentam como laminados de ferrita poligonal + possivelmente, perlita degenerada e bainita, e constituinte AM, com um tamanho médio de grão da matriz ferrítica de 5 μm. No entanto, as taxas de resfriamento impostas à ZTA são altamente relevantes para o resultado final da junta soldada [4].

I.3.2 – ZTA dos Aços API 5L-X80 Submetidos a Tratamento Térmico Pós-soldagem

Ao ser submetida a TTPS, a ZTA dos aços da classe API 5L X80 exibem comportamentos aproximados, mas fundamentalmente dependentes de suas composições químicas. A queda nos níveis de dureza nas diferentes regiões da ZTA é uma constante observada ao longo de toda a bibliografia levantada. Contudo, a precipitação de elementos como o V e o Nb na matriz ferrítica, durante ciclos térmicos subseqüentes à soldagem, pode levar à sua deformação, fazendo surgir grãos de tamanho heterogêneo. Esta nova interface entre grãos de tamanho dissimilares pode levar à deterioração das propriedades do material.

Durand et. al. [17] afirmam que a por vezes a encontrada redução da dureza da ZTA frente seu revenimento é possibilitado por sua composição química e pelo fato da temperatura de nucleação para grande maioria dos precipitados em aços ARBL ser em torno de 600 ℃ [25]. Quando a temperatura de revenimento aumenta até 700 ℃ ocorre a recristalização dos grãos de ferrita e o engrossamento de precipitados, diminuindo a efetiva fixação de discordâncias, o que reduz a tensão de escoamento do aço [25]. Os valores máximos para a tensão de escoamento foram obtidos quando o aço foi revenido a 600℃, mostrando um comportamento crescente a partir de temperaturas de revenimento de 400℃.

Quando submetida ao revenimento a 600 ℃, a microestrutura dos aços API X80 estudados por Niu et. al. [26] permanece composta por ferrita bainítica e bainita granular, contudo, o contorno de grão original da austenita passa a não ser claramente identificável. As ripas de ferrita bainítica começam a se fundir em tamanhos maiores e suas fronteiras se tornam de difícil distinção. Os constituintes AM que, outrora pudessem se encontrar alinhados nos contornos da ripas originais, são parcialmente dissolvidos, vindo a aparecer apenas no interior das novas ripas de ferrita. Os maiores blocos de AM também sofrem ligeira decomposição, tendo seu tamanho parcialmente reduzido [26].

Os existentes constituintes AM o longo da RGG, ao passar por novos ciclos térmicos, acabam sofrendo alguma deterioração, vindo a se transformar em produtos compostos por ferrita e carbetos. A temperatura de revenimento que dá início a este processo está ligada ao conteúdo de silício da liga [40].

Apesar das ripas de ferrita bainítica, do aço API X80, começarem a se fundir com o revenimento a 600 ºC, um grande número de frentes de deslocamento ainda garante sua identificação. O resultado disso pode ser evidenciado com a pouca ou inexistente mudança de comportamento de tenacidade quando comparado com o aço não tratado, o que faz do X80 um aço estável a esta temperatura de revenimento [26]. A Figura I.13 mostra o discreto crescimento da ferrita bainítica observado quando o material é submetido ao ciclo térmico mencionado.

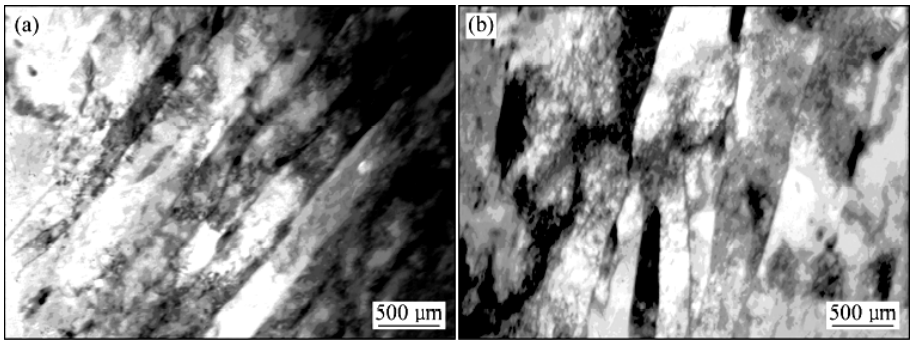


Figura I.13 – Espessamento da ripa de ferrita bainítica durante ciclo térmico: (a) bainita inferior a 550 ℃, (b) bainita inferior a 600 ℃ [26].

I.4 – Teor de Carbono Equivalente

O objetivo principal da redução do teor de carbono em um aço é diminuir sua temperabilidade e, assim, aumentar sua soldabilidade ao coibir o aparecimento de martensita na ZTA. A adição de elementos de liga ao aço pode levar à formação de martensita, tal qual o aumento do teor de carbono. Quanto maior a concentração de elementos que favorecem a formação da martensita, mais temperável será o aço [4].

A norma API 5L (2007) [5] sugere duas diferentes maneiras para o carbono equivalente (C_{eq}) em função da composição química e do percentual da C presente no aço.

Para aços com percentual de carbono, em peso, menor ou igual a 0,12%, o carbono equivalente deve ser calculado de acordo com a expressão a seguir:

$$CE_{Pcm}=C+\frac{Si}{30}+\frac{Mn}{20}+\frac{Cu}{20}+\frac{Ni}{60}+\frac{Cr}{20}+\frac{Mo}{15}+\frac{V}{10}+5B$$

Onde, se percentual de B presente for menor que 0,0005%, ele poderá ser considerado como igual a zero.

Para aços com percentual de carbono, em peso, maior que 0,12%, o carbono equivalente deve ser calculado de acordo com a expressão abaixo:

$$CE_{IIW}=C+\frac{M}{6}+\frac{(Cr+Mo+V)}{5}+\frac{(Ni+Cu)}{15}$$

É recomendado ainda que o valor do carbono equivalente não ultrapasse 0,25% nos os aços enquadrados na classe 5L, que se refere a tubulações e dutos. Segundo Silva [4], no caso dos aços comerciais obtidos com a adição de elementos de liga, este valor se apresenta, geralmente, em torno de 0,16%.

I.5 – Ação dos Elementos de Liga

Nos parágrafos subseqüentes, os efeitos dos principais elementos de liga encontrados nas duas composições são brevemente discutidos, a fim de possibilitar uma maior compreensão do comportamento dos aços estudados, durante condições analisadas.

Bott et. al. [1] mostram que a soldabilidade, a conformabilidade e a resistência dos aços ARBL que atendem à classe API X80 são fortemente influenciadas pela presença de inclusões não metálicas. Assim, a ocorrência de inclusões não metálicas deve ser mínima e de forma globular, o que demanda que as frações de enxofre e oxigênio no aço sejam mínimas. Para tanto, o Al é comumente usado como desoxidante da liga. Teores de Al, superiores a 0,0015%, que não formarem alumina durante a desoxidação do aço e permanecerem na liga, formam nitreto de alumínio, que permite o refinamento intenso do grão de austenita em ciclos de reaquecimentos posteriores, como o caso da ZTA [27].

Dentre os elementos de liga que formam carbonetos como o Mn, Cr, Mo, V, Ti, W e o Nb, se precipitam formando pequenas concentrações ao se dissociar da austenita após as fases de laminação nas faixas maiores de temperatura. Isso ocorre, principalmente, com o Ti, o Mo e o W [4]. Segundo Gorni et. al. [6], quanto mais solubilizados estiverem os elementos de liga e maior sua precipitação, maior a razão elástica em função do endurecimento provocado. O mesmo ocorre para o refinamento da estrutura em virtude dos maiores graus de laminação e menores temperaturas de acabamento.

Aços ARBL comuns com adição de Nb tendem a formar estruturas ferríticas-perlíticas quando as taxas de resfriamento são menores. Com taxas de resfriamento mais elevadas, a tendência é de formação de estruturas de ferrita [4]. Os resultados obtidos por Shanmugan et. al. [14] sugerem que aços microligados que possuem significativas quantidades de Nb sofrem precipitação nos contornos de grão induzida pelos esforços durante a laminação a quente, enquanto que a precipitação fina no interior do grão ocorre durante o resfriamento.

Rees et. al. [28] apontam que os efeitos do Nb em solução sólida durante o resfriamento da austenita podem ser observados pelo sensível acréscimo na formação de ferrita acicular e bainita. Fica evidente, no entanto, que esse efeito tem maior participação em taxas de resfriamento menos elevadas, abaixo da necessária para formação da martensita, onde até o início da formação de bainita é retardada. Seu efeito na evolução da microestrutura se torna mais evidente quando as forças de transformação disponíveis são menores.

O aumento do percentual de Nb, como proposto por Jiao et. al. [29], eleva a temperatura de recristalização da austenita e possibilita efetuar etapas de laminação sem recristalização a temperaturas mais elevadas, reduzindo o esforço mecânico necessário. Observou-se ainda que, a elevação do percentual de Nb para 0,3%, mesmo para altas temperaturas de laminação (entre 800 e 950℃), prov oca um percentual de recristalização da austenita próximo de 58% quando a deformação aplicada é de 70%. Assim, conclui-se que maiores percentuais de Nb melhoram o desempenho da laminação controlada [29].

Utilizado para se refinar o grão durante a laminação a quente e nas fases de austenitização dos tratamentos térmicos subseqüentes, o Nb também proporciona algum endurecimento por precipitação durante o envelhecimento [27]. O Nb ainda substitui funcionalmente elementos de liga mais caros como o Mo e a V, favorecendo o aumento da tenacidade, plasticidade e soldabilidade à medida que permite reduzir o percentual de carbono empregado [29].

Quando o somatório de seus teores é menor que 0,15%, o trio Ti-Nb-V forma, com facilidade, carbonetos solúveis na austenita, que se precipitam nos contornos de grão da ferrita recém nucleada. Neste caso, o Nb garante a ocorrência destas precipitações ao retardar o crescimento do grão austenítico [1]. Estes carbonetos, que ancoram a austenita, permitem que ela seja encruada nas etapas mais frias da laminação, o que gera mais frentes de nucleação da ferrita e, assim, refinam ainda mais a microestrutura final. Embora formem carbonetos, eles não diminuem sensivelmente o percentual de carbono da austenita, o que acaba favorecendo o surgimento de constituinte AM [4].

Quanto maior a solubilização do Nb e Ti, maior será a razão elástica do aço, pois maior será a precipitação de seus carbonitretos na ferrita durante seu resfriamento após a laminação [6].

O Mo, o Mn e o Ni favorecem a transformação da austenita em bainita abaixando a temperatura de início de transformação da austenita em bainita, o que eleva os limites de resistência e de escoamento da bainita formada. Entretanto, as adições crescentes de Mo deterioram a tenacidade da bainita, enquanto que adições de Mn praticamente a mantém constante e adições de Ni melhoram-na [30].

O Mn diminui a temperatura de transformação da austenita (Ar_3), aumentando a temperabilidade do aço. Ele inibe a formação de produtos de transformação da austenita a altas temperaturas como, por exemplo, a ferrita poligonal e a perlita. Ao reagir com o S formando sulfeto de manganês, ele reduz drasticamente a fragilidade a quente ao impedir a formação de sulfeto de ferro. Sua globulização é conseguida pela adição de Ca, o que reduz a anisotropia causada pelo alongamento do sulfeto de manganês, durante a laminação [6, 31].

Segundo Silva [4], o Mn ainda permite o maior encruamento da austenita em etapas mais frias da laminação, refina o tamanho de grão, endurece a ferrita por solução sólida e acaba favorecendo o aparecimento de constituinte AM.

O aumento do percentual de Mo eleva a temperatura necessária à difusão do carbono e reduz a capacidade de difusão do Nb, porém, aumenta a solubilidade de seus carbetos e nitretos na austenita. Isso faz com que a precipitação e o crescimento da ferrita poligonal sejam reduzidos, ao passo que gera mais frentes de nucleação para a ferrita acicular com grande densidade de discordâncias [32].

Embora o Mo possa retardar a formação de ferrita, ele não tem influencia direta no início da formação da bainita, possibilitando que, durante o resfriamento da austenita, quase não haja ferrita poligonal. Dessa forma, a adição de Mo à liga pode, efetivamente, separar as linhas de transformação de perlita e da bainita ao deslocar a curva de formação da perlita e abaixar a temperatura de formação de bainita, facilitando a transformação da austenita em bainita. Estes mecanismos favorecem o aumento das propriedades mecânicas dos aços com uma predominância de ferrita acicular com poucos grãos finos de ferrita poligonal dispersa na matriz [32].

A presença de Mo, V e Nb retardam a difusão do carbono na austenita, fazendo com que a as regiões ricas em carbono venham se transformar em martensita e austenita retida, produzindo o constituinte AM que coexiste com a ferrita acicular e a bainita [27]. Conforme abordado por Bott et. al. [1], o V diminui a quantidade de carbono solubilizada na austenita ao formar carbetos de vanádio nos contornos de grão durante a nucleação da ferrita, contraindo o domínio da austenita [4].

O V tem efeito benéfico na tenacidade da RGG da ZTA dos aços ARBL ao reduzir o tamanho das colônias bainíticas e proporcionar a nucleação intergranular da ferrita acicular. O efeito de refinamento do grão austenítico, que dá origem às menores colônias bainíticas, é atingível pela precipitação de carbonitretos de V durante o resfriamento. Contudo, maiores concentrações de V e C, com baixa solubilização de N favorecem a formação de bainita granular com grande presença de constituinte AM em aglomerações, o que tende a diminuir a tenacidade do material [Fang, 2009]

O Cr é incorporado à liga para se retardar a precipitação dos compostos a base de cobre durante o resfriamento. Esse elemento é fundamental na definição da cinética de transformação desses aços. Em particular, ele aumenta a transformação bainítica através do retardamento do início da formação de ferrita pró-eutetóide e ainda retarda a cinética do revenimento da microestrutura [27].

De maneira geral, os excedentes de Mn, Cr, Mo, V, Ti, W e Nb que não formarem carbetos endurecem a ferrita por solução sólida, elevando sua resistência [27].

Dentre os elementos de liga que não formam carbonetos, o Ni, P, Si e Cu aumentam a dureza do material ao permanecer em solução sólida na ferrita, uma vez que possuem baixa solubilidade tanto na cementita quanto nos demais carbonetos.

A adição de Cu aos aços com baixo teor de carbono leva a um aumento em sua resistência mecânica devido à precipitação de partículas ricas em cobre durante o envelhecimento. Esse elemento ainda aumenta a temperabilidade e restringe a cinética do revenimento das estruturas bainíticas e martensíticas durante o envelhecimento efetuado sob alta temperatura. Além disso, aumenta a temperatura de não-recristalização (Tnr), o que contribui para maior grau de refino do tamanho de grão ferrítico [27].

O Ni não forma carbetos e estabiliza a austenita. Contribui ainda para o aumento da temperabilidade da liga ao estabilizar a austenita, facilita o aparecimento de AM, ao mesmo tempo em que lhe concede maior tenacidade. Quando o material se encontra na condição como laminado, contribui para a resistência mecânica através do refino de grão e endurecimento por solução sólida [1, 4, 33].

I.6 – Microestruturas

Nesta seção, também serão brevemente discutidas as demais fases de interesse para a compreensão deste trabalho.

I.6.1 – Ferrita Acicular

A nomenclatura “ferrita acicular” foi, primeiramente, proposta por Smith et. al. no início de 1970 [8, 16]. A ferrita acicular é definida como uma fase altamente subestruturada não equiaxial, que se forma durante o processo de resfriamento contínuo da austenita por um misto de difusão e transformação por cisalhamento da austenita à temperatura ligeiramente superior à de formação da bainita superior [8, 9, 16]. A Figura I.14 mostra a caracterização da ferrita acicular.

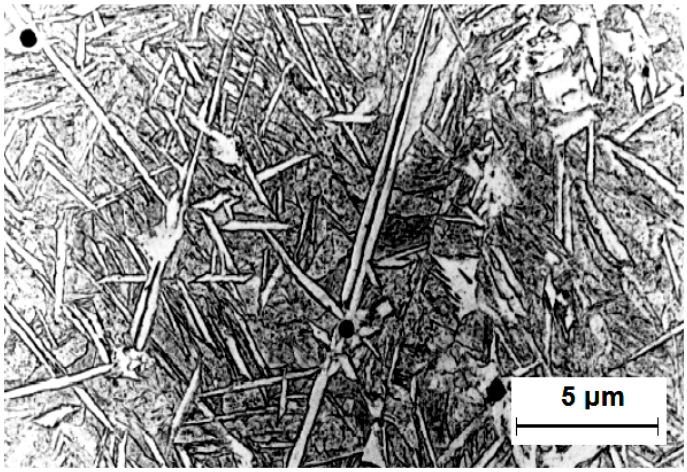


Figura I.14 –Caracterização da ferrita acicular [36].

A redução da temperatura de formação da bainita, pela adição de elementos como o Ni, Mn, ou Mo facilita a transformação da austenita em ferrita acicular, que é uma das principais microestruturas responsáveis pela resistência do aço API X80 obtidos por laminação controlada com aceleração do resfriamento. Sua formação é obtida principalmente pelo rápido resfriamento do aço austenitizado enquanto a formação de ferrita poligonal é suprimida pela ação dos mencionados elementos de liga [12].

A presença de tensões durante o resfriamento favorece a formação da ferrita acicular, fazendo com que seu desenvolvimento se dê em planos paralelos ao da tensão presente. Durante o resfriamento de juntas soldadas, mesmo nas ZTAs, as tensões geradas contribuem com a formação da ferrita acicular em variantes cristalográficas específicas, impedindo sua formação convencional a partir de inclusões na austenita, que ocorre em diversas direções de crescimento [34].

Cota et. al. [35] afirmam que, durante a laminação controlada, conforme se reduz a temperatura de acabamento, percebe-se uma maior tendência na morfologia da ferrita de se apresentar como finas ripas entremeadas por constituintes AM. Foi observado por Babu e Bhadeshia [34] que as placas de ferrita acicular são nucleadas intragranularmente, de modo que formações paralelas não se desenvolvem e que, de uma forma geral, a ferrita acicular se forma em temperatura inferior à de início da bainita superior.

Silva [4] expôs que as taxas de resfriamento empregadas durante a laminação controlada com aceleração de resfriamento (entre 10 e 50 ℃/s) tendem a suprimir a formação da perlita e favorecer a formação da bainita e da ferrita acicular. A ferrita acicular tende a se desenvolver do mesmo modo que a bainita, ou seja, em aglomerados de placas, porém, a partir de inclusões na austenita prévia e, preferencialmente, em zonas onde o Mn fora esgotado pela formação de carbetos ou sulfetos [22, 34]. Isso implicaria na formação da ferrita acicular em temperaturas superiores às de formação da ferrita bainítica, durante a decomposição da austenita, o que pode ter sustentação no fato de que o levantamento de nano dureza mostrou maiores valores par a bainita, sugerindo uma maior concentração de carbono. Outro fator que colabora para esta teoria é o fato de que sob revenimento, a ferrita acicular mostrou-se mais estável que a bainita [22].

Essa perspectiva foi confirmada por Wan et. al. [9], quando ao estudar ZTAs de aços que atendem aos requisitos da classe API X80, verificaram uma maior estabilidade da ferrita acicular em relação à bainita durante o revenimento. Segundo os autores, a formação da ferrita acicular, anterior à da bainita, promoveu o refinamento da RGG da ZTA estudada, o que teria dividido o grão de austenita prévia em unidades menores. As ripas de ferrita acicular crescem em diferentes direções a partir de inclusões, enquanto a bainita forma de pacotes contendo placas com a mesma orientação cristalográfica. Seu crescimento é mais rápido que o da ferrita

bainítica e também pode ocorrer a partir do contorno de grão da austenita prévia, dividindo-o em frações menores, que originarão grãos de bainita mais refinados [22].

A bainita e a ferrita acicular diferem principalmente pelo fato da bainita crescer em séries de placas paralelas a partir da superfície dos grãos de austenita, enquanto a ferrita acicular se nucleia de maneira equiaxial a partir de inclusões ou descontinuidades no interior do grão de austenita [34].

Segundo Babu e Bhadeshia [34], apesar da diferença microestrutural, há evidências de que ambas se formarem pelo mesmo mecanismo. Em ambas:

Não ocorre solução substitucional;

O crescimento cessa quando a concentração de C na austenita torna o crescimento difusional termodinamicamente impossível;

O crescimento de uma placa de ferrita acicular ou da bainita é contido pela fronteira do grão de austenita prévia;

As placas tanto de bainita quanto de ferrita acicular possuem orientações relacionadas com a orientação de grão de austenita prévia. Como a orientação do grão de austenita costuma ser randômica, a relação entre os grãos de ferrita acicular através da fronteira com outros grãos de austenita prévia também se torna randômica, o que favorece a tenacidade.

As duas estruturas, no entanto, possuem a similaridade de não conseguirem se desenvolver após um determinado nível de saturação de C ocorrer na austenita ainda não transformada, o que torna seu crescimento competitivo dentro de um mesmo grão de austenita prévia [36]. A Figura I.15 ilustra as diferentes condições de formação das duas microestruturas em diferentes grãos de austenita prévia.

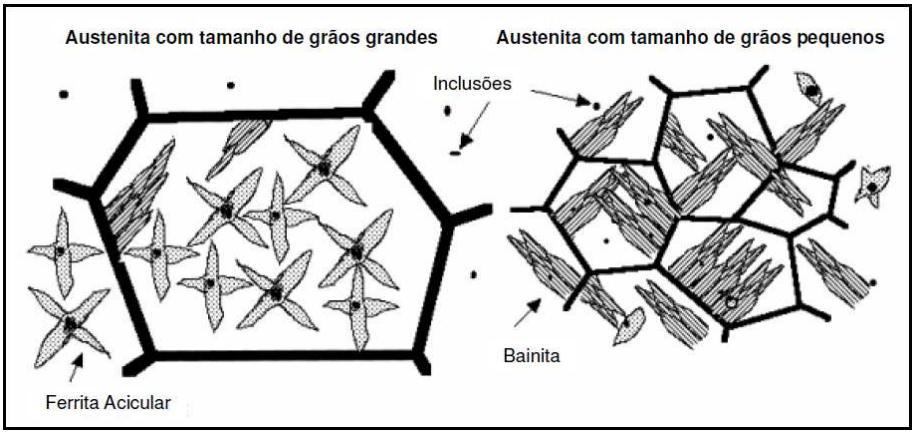


Figura I.15 – Diferenciação entre a formação de ferrita acicular e bainita [36].

I.6.2 – Bainita

A bainita é uma microestrutura formada por um processo de crescimento não cooperativo, resultante da decomposição eutetóide da austenita, originando ferrita e a

cementita [30]. A ferrita bainítica possui percentual de C muito próximo ao da austenita que lhe deu origem e sua transformação tende a cessar quando o percentual de carbono na austenita atinge um valor crítico e a temperatura torna-se suficientemente baixa a ponto da formação de ferrita supersaturada ser impossibilitada [37]. Por possuir pouco carbono, a formação da ferrita bainítica enriquece o contorno do grão austenítico que pode precipitar carbonetos ou formar martensita. Conforme Babu e Bhadeshia [34], a divisão do carbono durante o crescimento da ferrita enriquece a austenita adjacente, fazendo-a relativamente estável.

Verifica-se que o crescimento de uma partícula de cementita formada na bainita pela decomposição da austenita supersaturada em C, ocorre principalmente em seus contornos de grão, promovendo a diminuição do carbono nas regiões vizinhas [35, 37]. De acordo com Hashimoto et. al. [36], existe um elevado grau de aderência entre as duas fases através do contorno de grão, de forma que a cementita, mais forte e rígida, restringe severamente a deformação da fase ferrítica, como barreiras ao movimento das discordâncias.

A bainita superior se forma em temperaturas da ordem de 350 a 550℃ e pode ser caracterizada por um feixe alongado como séries desordenadas de ripas paralelas ou agulhas de ferrita crescendo a partir dos contornos de grãos da austenita prévia. Suas interfaces são isoladas por filmes de austenita retida, enriquecida por C, que se encontram separadas por partículas alongadas e paralelas de cementita descontínuas. Sua forma geral é de uma placa constituída de sucessivas nucleações de subunidades a partir da supersaturação de carbono com a migração deste para a austenita residual, logo após a formação da ferrita bainítica [19, 36]. A Figura I.16 mostra o aspecto da bainita superior observada por Bhadeshia [37].

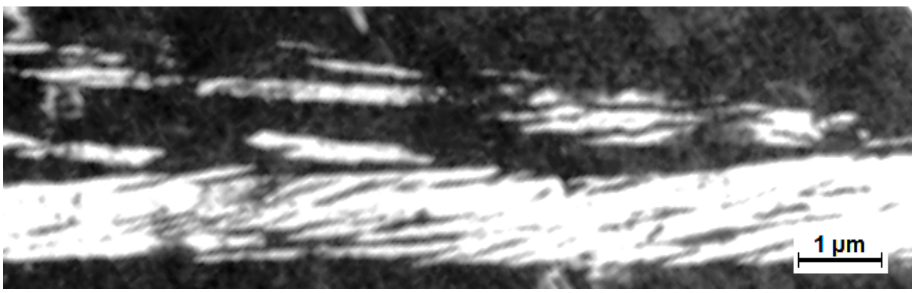


Figura I.16 – Aspecto da bainita superior [37].

Produzida a temperaturas próximas a de início da transformação da austenita (Ar_3), a bainita superior está geralmente associada à ferrita pró-eutetóide do tipo alotriomorfa (de contorno de grão). Aumentando-se o teor de carbono e diminuindo-se temperatura de início de transformação, os comprimentos das ripas de ferrita diminuem e aumenta-se a precipitação de cementita entre elas [36]. É importante notar que as ripas de ferrita bainítica, em cada grão, mostram principalmente apenas uma direção [25].

Segundo Silva [4], a bainita superior geralmente se forma na RGG da ZTA e, por ter sido formada a altas temperaturas, ela é mais resistente à decomposição imposta pelos ciclos

térmicos dos passes subseqüentes. Bhadeshia e Edmonds [37], que usam o modelo displacivo para explicar o crescimento da bainita, afirmam que a ferrita bainítica tem seu crescimento pela propagação discreta de subunidades de martensita, onde segundo eles, o agregado destas subunidades constitui o feixe clássico de bainita superior.

Cota e Santos [35] afirmam que o modelo displacivo já havia sido proposto e aceito para explicar a cinética de transformação bainita. Neste modelo, o crescimento longitudinal da bainita superior se dá pelas repetidas nucleações de subunidades que ocorrem em função da energia disponível para a transformação de fase. Para que haja seu crescimento sem difusão, a energia da bainita deve ser menor que a da austenita de mesmo teor de carbono. O aumento da taxa de resfriamento aumenta a quantidade final da bainita e reduz a quantidade de austenita retida e, conseqüentemente, a quantidade de constituinte AM presente.

Bhadeshia e Edmonds [37] afirmam que a presença de tensões auxilia na formação da bainita, aumentando a energia disponível para que as transformações ocorram. Contudo, quando ocorre a acomodação plástica do produto da transformação, ocorre um relaxamento na tensão e a ação dos defeitos de acomodações torna a energia presente insuficiente para a continuidade da transformação.

A formação da bainita inferior se dá entre temperaturas da ordem de 250 a 350℃, a partir da transformação da austenita enriquecida de carbono ou a partir da ferrita saturada em placas finas e organizadas de ferrita, com cementita precipitada entre estas placas. A partir da formação inicial de uma placa de ferrita, outras placas secundárias de ferrita formam-se sobre sua face mais ampla. A quantidade e os tamanhos dos precipitados encontrados na bainita inferior são menores do que na bainita superior, o que lhe promove, comparativamente, uma maior tenacidade e resistência mecânica [36]. A Figura I.17 mostra a caracterização da bainita inferior.

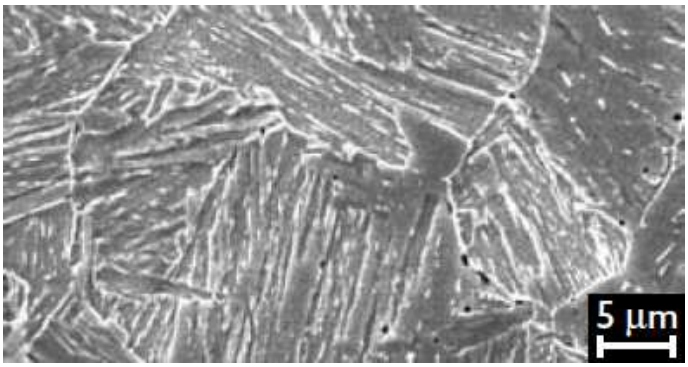


Figura I.17 – Caracterização da bainita inferior [49].

Cota e Santos [35] consideram que o refinamento da ferrita bainítica pelo aumento da taxa de resfriamento se deve ao fato da diminuição da temperatura do início de transformação da bainita elevar a capacidade de nucleação das subunidades de ferrita e, assim, reduzir a largura das ripas de ferrita bainítica.

I.6.3 – Bainita Granular

A bainita granular, chamada assim devido à aparência “granular” do constituinte AM, consiste de uma matriz ferrítica de aparência não acicular contendo ilhas de martensita/austenita. Ela se forma devido a rápida difusão do C para longe da interface austenita/ferrita quando ocorrem taxas baixas de resfriamento, o que previne a formação de cementita entre os grãos de ferrita. O aumento do teor de carbono na austenita pode estabilizá-la quanto à transformação difusional, retendo-a e conseqüente, favorecendo o aparecimento de constituinte AM em pontos isolados [30]. A Figura I.18 mostra a caracterização da bainita granular.

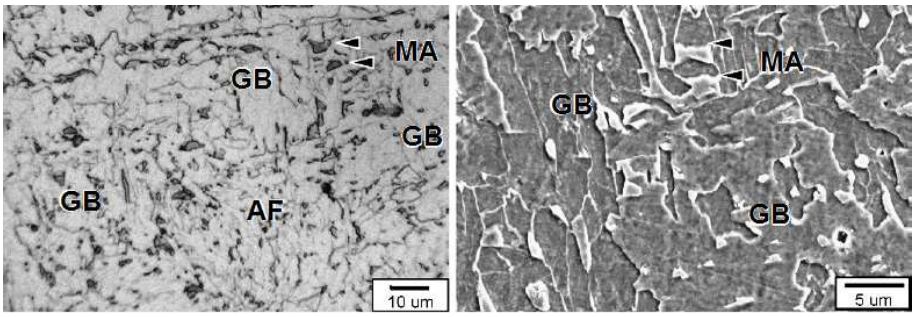


Figura I.18 – Caracterização da Bainita Granular [11].

I.6.4 – Constituinte Austenita-Martensita (AM)

O constituinte AM nos aços API X-80 é normalmente associado à bainita e está presente nos contornos de grãos da ferrita. O AM é produzido quando o carbono expulso da fronteira de formação do grão ferrítico enriquece a austenita que ainda existente a baixas temperaturas [39]. O AM se localiza, preferencialmente, dentro das colônias de bainita nos contornos de grão da ferrita. Isto acontece porque na formação de ferrita e bainita, ocorre a migração de carbono para a austenita ainda não transformada. Algumas regiões de austenita enriquecida em carbono não se transformam em bainita e, no resfriamento, acabam por transformar-se em martensita e austenita retida. Por esta razão, o microconstituinte AM fica normalmente associado à bainita e precipita a partir de austenita enriquecida em carbono rejeitado pela ferrita formada inicialmente [9], tal qual pode ser visto na Figura I.19.

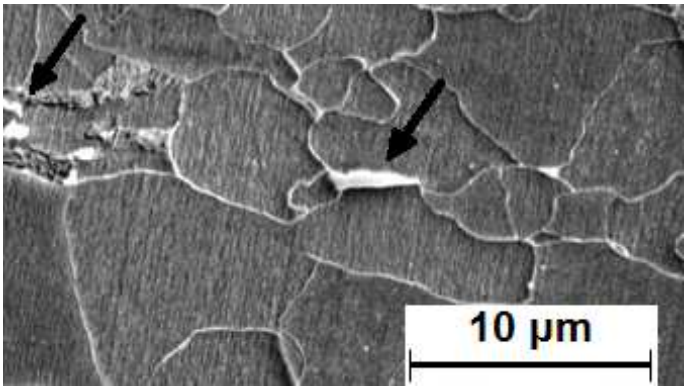


Figura I.19 – Constituinte AM em contorno de grão ferrítico [16].

O constituinte AM formado nos aços de laminação controlada afeta diretamente a tenacidade e o limite de escoamento do aço. Quando o AM possui morfologia alongada e é interligado, a ZTA costuma apresentar baixa tenacidade, aumentando a temperatura de transição dúctil/frágil [1, 33].

Os aços de classe API X80 obtidos por laminação controlada com resfriamento acelerado apresentam estruturas essencialmente composta por ferrita acicular entremeada pelo constituinte AM, quando a temperatura final de resfriamento chega a 400 ℃ [35].

Segundo Bott et. al. [1], os aços da classe API X80 produzidos sem resfriamento acelerado, especialmente os que contam com teores significativos de Nb-Cr-Mo, apresentam uma maior fração volumétrica de AM na ZTA que os produzidos com resfriamento acelerado. Porém, apresentam-na em sua forma compacta, com um tamanho médio de grão muito menor, mais uniformemente distribuída e não interligada. Estas características tendem a aumentar a tenacidade e não diminuí-la.

A formação de constituintes AM é muito evidente na RGG de uma ZTA, reaquecida por um passe subseqüente. Esta transformação ocorre em zonas onde pelo reaquecimento, o material austenitizado que possui uma composição diferenciada, e onde a presença do Si favorece sua formação em morfologias massivas e em uma faixa de temperaturas mais elevada. Por isto, os constituintes AM criados em presença de Si não sofrem tanta decomposição quando o aço é revenido [40].

I.6.5 – Martensita

A martensita em ligas Fe-C é uma microestrutura monofásica que não se encontra em equilíbrio, resultante de uma transformação da austenita, sem que ocorra a difusão do C, cujos átomos permanecem como impurezas intersticiais. Sua formação ocorre quando estão presentes elevadas taxas de resfriamento, onde um movimento cooperativo entre os átomos provoca uma grande distorção na rede, que faz com que, ao final, exista apenas um pequeno deslocamento de cada átomo em relação aos seus vizinhos [30]. Estes novos cristais de rápido crescimento são oriundos da transformação polimórfica da austenita CFC em uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). Ao crescerem, estes cristais formam plaquetas que apenas são interrompidas ao encontrarem um contorno de grão de austenita, outra placa de martensita. Sua caracterização pode ser vista na Figura I.20.



Figura I.20 – Caracterização da martensita [50].

Para aços que contêm menos de 0,6% de carbono aproximadamente, as placas de martensita ficam alinhadas paralelamente e organizadas em estruturas maiores conhecidas como blocos. A martensita caracteriza-se por elevadas dureza e resistência mecânica, entretanto, com pouca ou quase nenhuma ductilidade. Acredita-se que a resistência e a dureza da martensita dependam de seu teor de carbono intersticial, capaz de restringir os movimentos das discordâncias, sendo que, quanto maior o percentual de carbono maior será a dureza [30].

Por se tratar de uma solução sólida supersaturada, a martensita é capaz de transformar-se rapidamente em outras estruturas, quando reaquecida a temperaturas nas quais a difusão do C de torne possível [30].

Na ZTA, com o aquecimento a temperaturas, entre Ar1 e Ar3, a cementita se decompõe e aumenta o teor de carbono na austenita, principalmente em seu contorno de grão. Ao observar isto, Silva [4] afirma que pode ser formada martensita de alto teor de carbono e austenita retida caso a temperatura seja rapidamente reduzida.

CAPÍTULO II – Materiais e Métodos

II.1 – Materiais

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 II. 1. Na Tabela II.2 é apresentada a composição química dos aços dos Aços A e B obtidas por espectrometria de emissão ótica. Adicionalmente são apresentados na Tabela II.2 os valores máximos dos elementos de liga conforme a norma API 5L [5] para aços produzidos por processamento termomecânico e por têmpera e revenido.

O material de adição empregado para a soldagem foi o eletrodo revestido da classificação AWS E 11018-M com diâmetro de 4,0 mm.

A Figura II.1 apresenta o aspecto geral dos Aços na condição de como recebido.

Tabela II.1 – Dados dimensionais das amostras.

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

Tabela II.2 – Composição química dos aços dos Aços A e B e similares por norma.

Elemento (% em peso)	Aço A	X80M [5] (valores máximos)	Aço B	X80Q [5] (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.

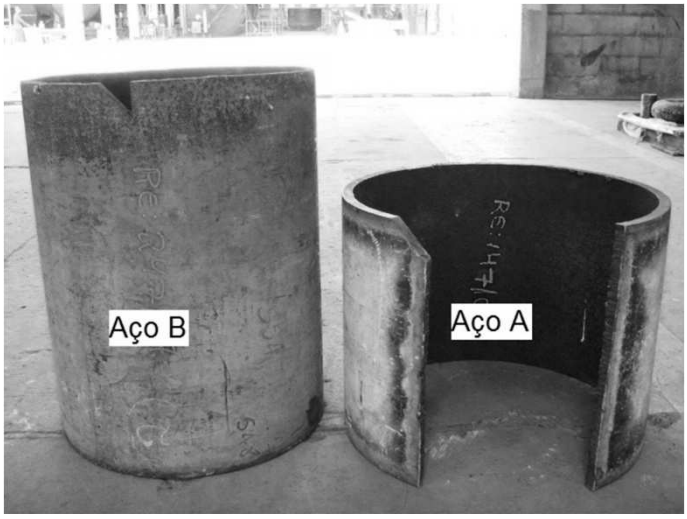


Figura II.1 – Aspecto das amostras na Condição de Como Recebido.

II.2 – Procedimento Experimental

II.2.1 – Soldagem

A fim de se avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais da ZTA dos aços API X80, foram soldadas juntas circunferenciais pelo processo de eletrodo revestido com o consumível já descrito no item II.1. A preparação da soldagem consistiu no corte das amostras para obtenção de anéis de teste com dimensões de 480 mm de diâmetro X 300 mm de largura para o Aço A e 530 mm de diâmetro X 300 mm de largura para o Aço B. Nestes anéis foram usinados chanfros meio V-45° com o objetivo de permitir a retirada de corpos-de-prova para ensaio de impacto da ZTA com os entalhes usinados em posições específicas em relação a linha de fusão. As Figuras II.2 e II.3 apresentam a etapa de preparação dos anéis e a montagem para soldagem, respectivamente. Utilizou-se o preaquecimento de 100 ℃ conforme recomendado pela literatura [7 e 8], sendo a temperatura entre passes mantida entre 100 e 300 ºC, obtendo-se uma ZTA média 3,10 mm (medida na direção horizontal). A Figura II.4 apresenta o detalhe da execução da soldagem e a Figura II.5 apresenta o aspecto geral de uma das juntas soldadas finalizada.



Figura II.2 – Preparação dos anéis e chanfros para a soldagem.

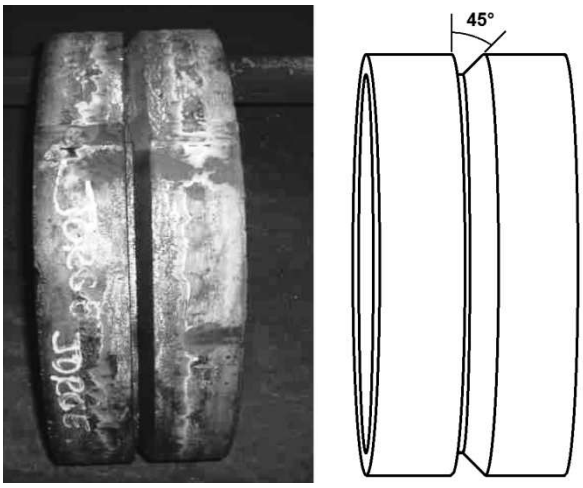


Figura II.3 – Anéis montados e preparados para a soldagem.



Figura II.4 – Detalhe da realização da soldagem.

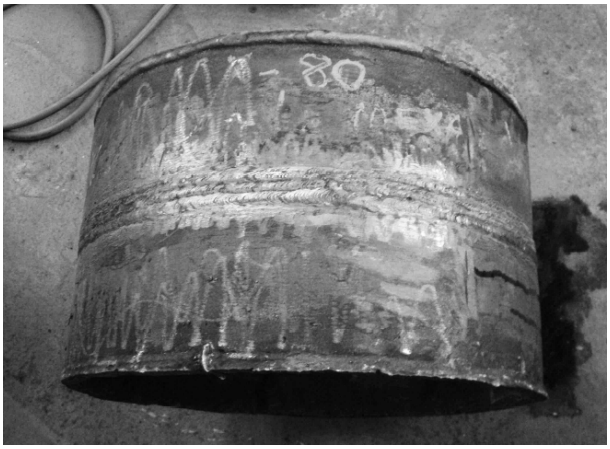


Figura II.5 – Aspecto geral da junta obtida a partir de anéis do Aço B finalizada.

Os parâmetros de soldagem empregados em cada passe para os Aços A e B são apresentados nas Tabelas 3 e 4 respectivamente. Após a soldagem, as juntas foram inspecionadas por ultra-som e partículas magnéticas, não tendo sido detectadas descontinuidades.

Tabela II.3 – Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem do Aço A.

Passe	Voltagem (V)	Corrente (A)	Aporte Térmico (kJ/mm)
1	25-26	180-184	1,56
2	25-26	180-184	1,46
3	29-30	176-180	1,9
4	29-30	184-188	1,98
5	30-31	180-184	2
6	27-28	184-188	1,54
7	27-28	188-192	1,98
8	27-28	188-192	1,38
9	27-28	188-192	1,82
10	27-28	188-192	1,59
11	29-30	184-188	1,67
12	27-28	184-188	1,55
13	29-30	188-192	1,7
14	29-30	188-192	1,7
15	29-30	188-192	1,7
16	27-28	184-188	1,55
17	27-28	184-188	1,55
18	29-30	188-192	1,52

Tabela II.4 – Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem do Aço B.

Passe	Voltagem (V)	Corrente (A)	Aporte Térmico (kJ/mm)
1	28-29	181-196	1,7
2	28-29	181-196	1,76
3	29-30	184-198	1,82
4	29-30	184-198	1,62
5	29-30	184-198	2,21
6	29-30	184-198	1,66
7	29-30	184-198	1,64
8	29-30	184-198	1,74
9	29-30	184-198	2,21
10	29-30	184-198	1,35
11	29-30	184-198	1,79
12	29-30	184-198	2,2
13	29-30	184-198	1,69
14	29-30	184-198	1,87
15	29-30	184-198	1,73
16	29-30	184-198	2,2

II.2.2 – Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

Após a soldagem as juntas foram submetidas ao tratamento térmico pós-soldagem de 600℃ por 1 hora. Foram realizadas análises microestruturais e de propriedades mecânicas nas condições de como soldado e após tratamento térmico pós-soldagem. Esta condição de tratamento foi definida a partir de um estudo prévio dos metais de base envolvendo o

levantamento de uma curva de revenido dos Aços A e B, tendo sido então verificado que a condição utilizada é a que proporciona melhores resultados.

II.2.3 – Retirada de Corpos de Prova

Cada junta soldada obtida, com e sem tratamento, foi identificada e seccionada para a retirada dos CPs, conforme o esquema representado na Figura II.6. A partir da secção das juntas, os corpos de prova foram usinados em suas dimensões pertinentes a cada ensaio.

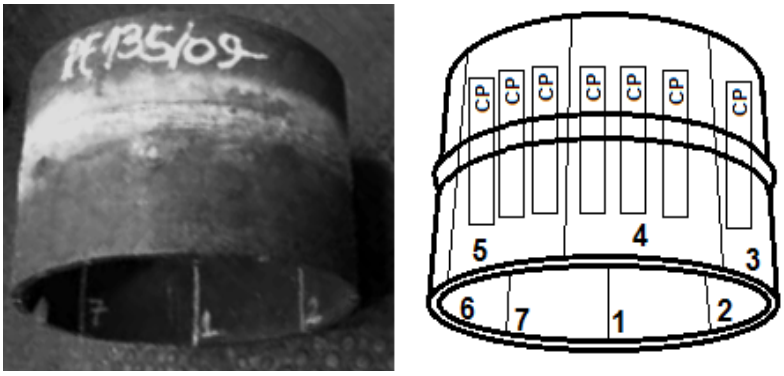


Figura II.6 – Esquema da retirada ce corpos de prova das juntas prontas.

II.2.4 – Ensaios de impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V à temperatura de -29 ℃ de acordo com a norma DNV [41], em corpos-de-prova normalizados 10 mm x 10 mm x 55 mm de acordo com a norma ASTM A-370 [42] e retirados transversalmente ao cordão de solda, sendo que o entalhe foi posicionado a 5, 3, 2, 1 mm e sobre a linha de fusão (LF).

Foram retirados 12 corpos de prova para cada posição do entale. A Figura II.7 apresenta um esquema da retirada de corpos-de-prova a partir das juntas produzidas.

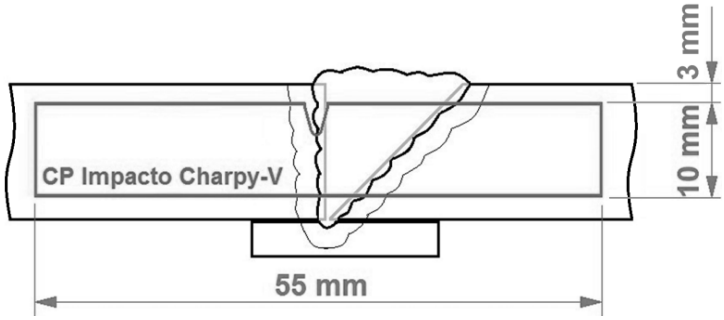


Figura II.7 – Esquema da retirada de corpos-de-prova para ensaio Charpy-V.

II.2.5 – Ensaios de Tração

Foram realizados ensaios de tração em corpos-de-prova retirados transversalmente ao cordão de solda, à temperatura ambiente, padronizados conforme ASTM A370 [42] item 17.3.1. Os ensaios foram realizados na condição de como soldado e após os tratamentos térmicos pós-soldagem. A Figura II.8 mostra das dimensões do CP utilizado no ensaio de tração.

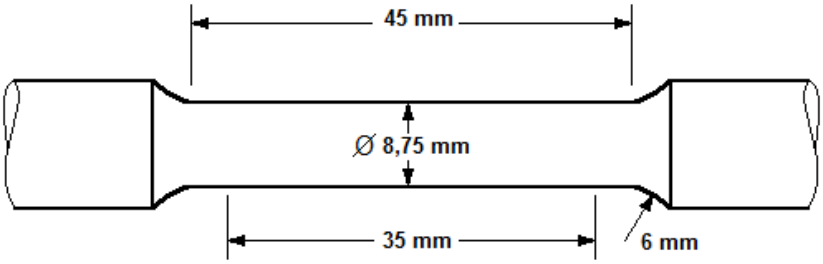


Figura II.8 – Dimensões do CP para ensaio de tração, segundo a ASTM A370.

II.2.6 – Ensaios de Microdureza

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers utilizando-se um microdurômetro de fabricação Instron-Wolpert modelo 402-MVD, com a aplicação de carga de 0,1 kgf, em corpos-de-prova retirados transversalmente a junta soldada. As amostras para o ensaio de microdureza foram preparadas por meio de lixamento e polimento convencional e 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 fim da ZTA, na mesma região da junta de onde foram posicionados os entalhes dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V. A Figura II.9 mostra esquematicamente a região onde foram efetuadas as medidas de microdureza.



Figura II.9 – Posicionamento dos ensaios de Microdureza Vickers 0,1 kgf.

II.2.7 – Ensaios Metalográficos

Foram realizadas análises metalográficas consistindo 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). A análise por meio de microscopia ótica foi realizada com um microscópio ótico da marca Olympus modelo BX60M auxiliado pelo software de aquisição de imagens Image Pro Plus versão 4.0. A análise por microscopia eletrônica de varredura foi realizada com um microscópio da marca Jeol modelo TMS-250. As análises metalográficas foram realizadas nas condições de como soldado e após TTPS para os Aços A e B. A preparação das amostras consistiu de técnica convencional de lixamento e polimento com pasta de diamante seguido de ataque químico com o reagente nital a 2%.

Capítulo III – Resultados

III.1 – Ensaios de Impacto Charpy-V

As Tabelas III.1 e III.2 apresentam os valores energia absorvida no ensaio de impacto a -29 ℃ em função da distância da linha de fusão em relação ao entalhe do corpo-de-prova de ensaio de impacto.

Tabela III.1 – Ensaios de impacto Charpy-V -29℃ do Aço A, como soldado e com TTPS.

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 III.2 – Ensaios de impacto Charpy-V -29℃ do Aço B, como soldado e com TTPS.

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

As Figuras III.1 e III.2 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V a -29 ℃ para os Aços A e B, em função da distância da linha de fusão, nas condições de como soldado e pós TTPS.

Observa-se que para as juntas do Aço A, ocorre uma queda significativa dos valores de energia absorvida para a posição de 1 mm.

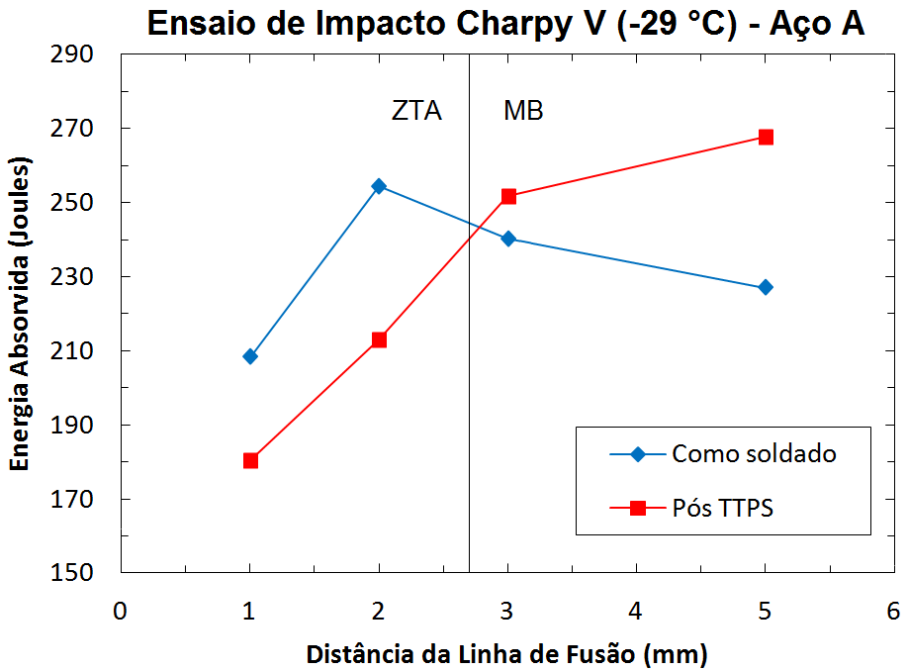


Figura III.1 – Tenacidadeda ZTA do Aço A nas condições de como soldado e com TTPS.

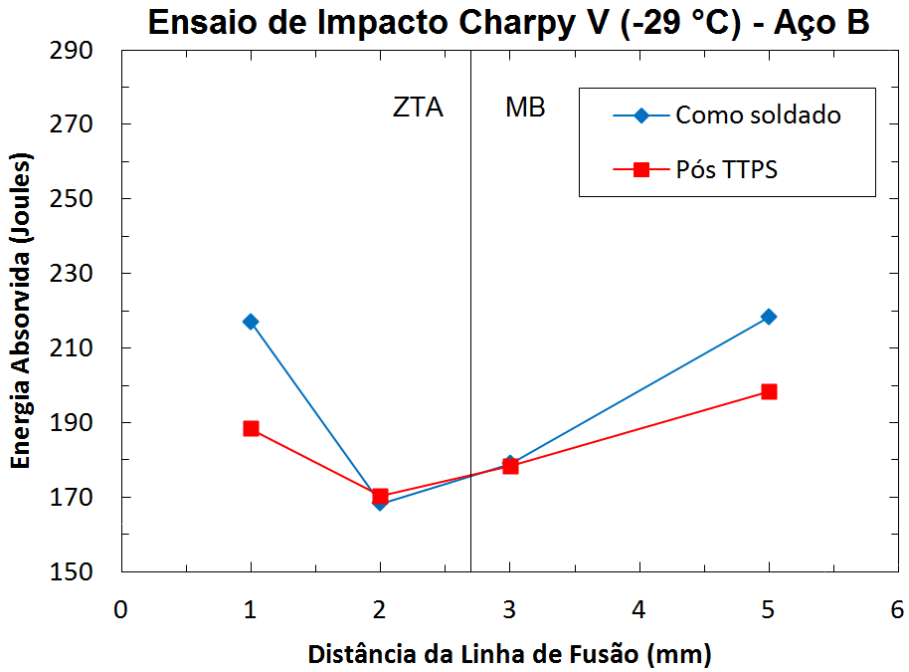


Figura III.2 – Tenacidadeda ZTA do Aço B nas condições de como soldado e com TTPS.

III.2 – Ensaios de Microdureza

As Figuras III.3 e III.4 apresentam o resultado do perfil de microdureza das juntas soldadas dos Aços A e B nas condições de como soldado e após TTPS.

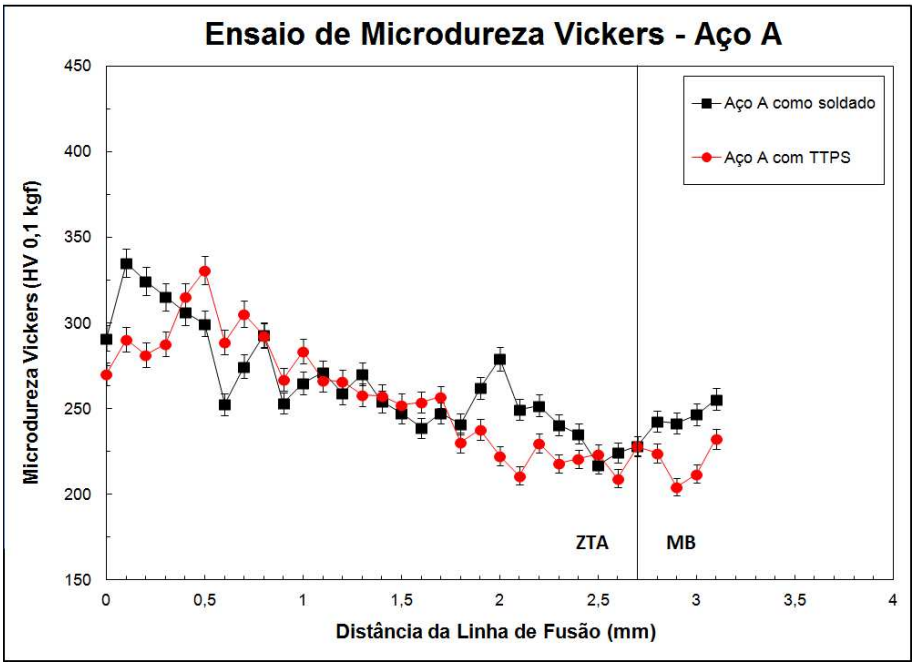


Figura III.3 – Perfil de Microdureza das juntas soldadas do Aço A ao longo da ZTA.

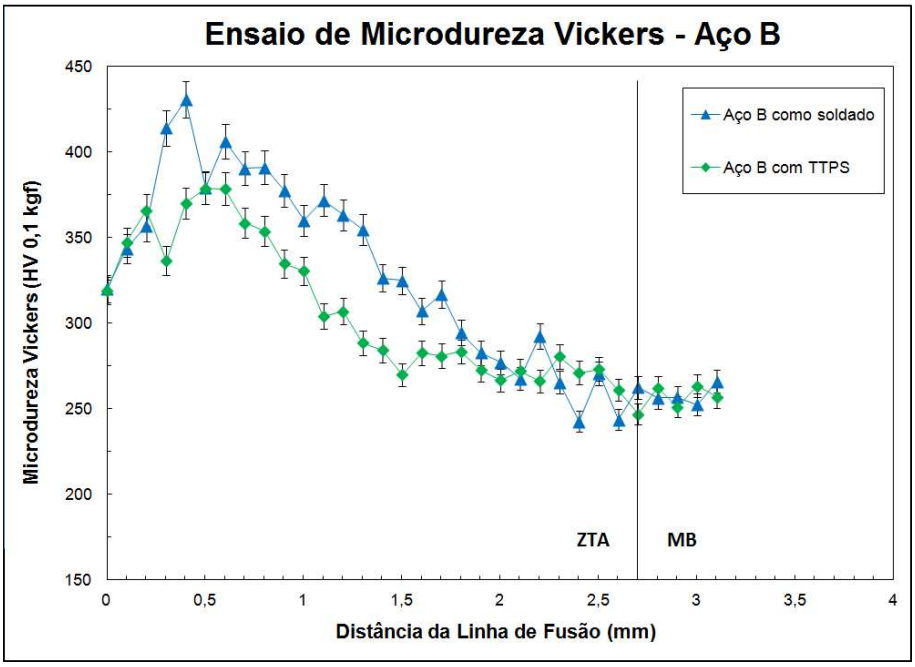


Figura III.4 – Perfil de Microdureza das juntas soldadas do Aço B ao longo da ZTA.

Observa-se que para o Aço B os valores de dureza são superiores a 350 HV até uma distância de aproximadamente 1,5 mm da linha de fusão, com um pico 430 HV a 0,4 mm da linha de fusão.

III.3 – Ensaios de Tração

A Tabela III.3 apresenta os resultados dos ensaios de tração onde se pode observar que os valores de limite de escoamento e de resistência se encontram acima do mínimo exigido por norma para as condições de como soldado e após TTPS.

Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas.

Aço	Condição	CP	LE (MPa)	LR (MPa)
A	Como soldado	1	633	677
		2	671	691
	Com TTPS	1	594	666
		2	597	658
B	Como soldado	1	674	735
		2	633	735
	Com TTPS	1	630	728
		2	628	737
Mínimo por norma [5]			550	620

(*) Todos os corpos de prova romperam no metal base.

A Figura III.4 mostra a ruptura típica ocorrida nos CPs dos ensaios de tração retirados das juntas soldadas com os Aços A e B tratados ou não. Os CPs mostrados fazem parte do grupo que não sofreu o TTPS.

Fica claro pela Tabela III.3, que mostra os resultados dos ensaios, que ambos os materiais atendem aos requisitos mínimos de resistência exigidos pela norma API [5], embora o Aço A mostre uma ligeira queda nos valores de tensões de escoamento e ruptura, quando tratado termicamente. A maior redução de área sofrida pelo Aço B, visível ao compararo os dois aços na Figura III.5, indica maior ductilidade que o Aço A.

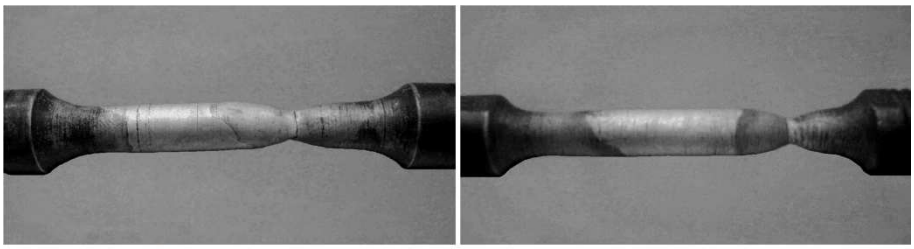


Figura III.5 – Ruptura típica dos CPs de tração ensaiados para este trabalho.

III.5 – Macrografia

A Figura III.6 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas, de onde foram levantados os valores médios para o comprimento da ZTA.

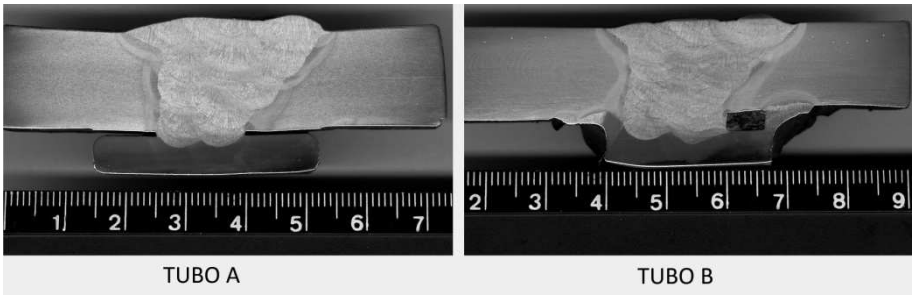


Figura III.6 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas. Ataque:nital 2%.

III.6 – Microscopia Ótica

As Figuras III.7 e III.8, apresentam as microestruturas dos metais de base e da ZTA observadas por microscopia ótica para as condições de como soldado e após TTPS.

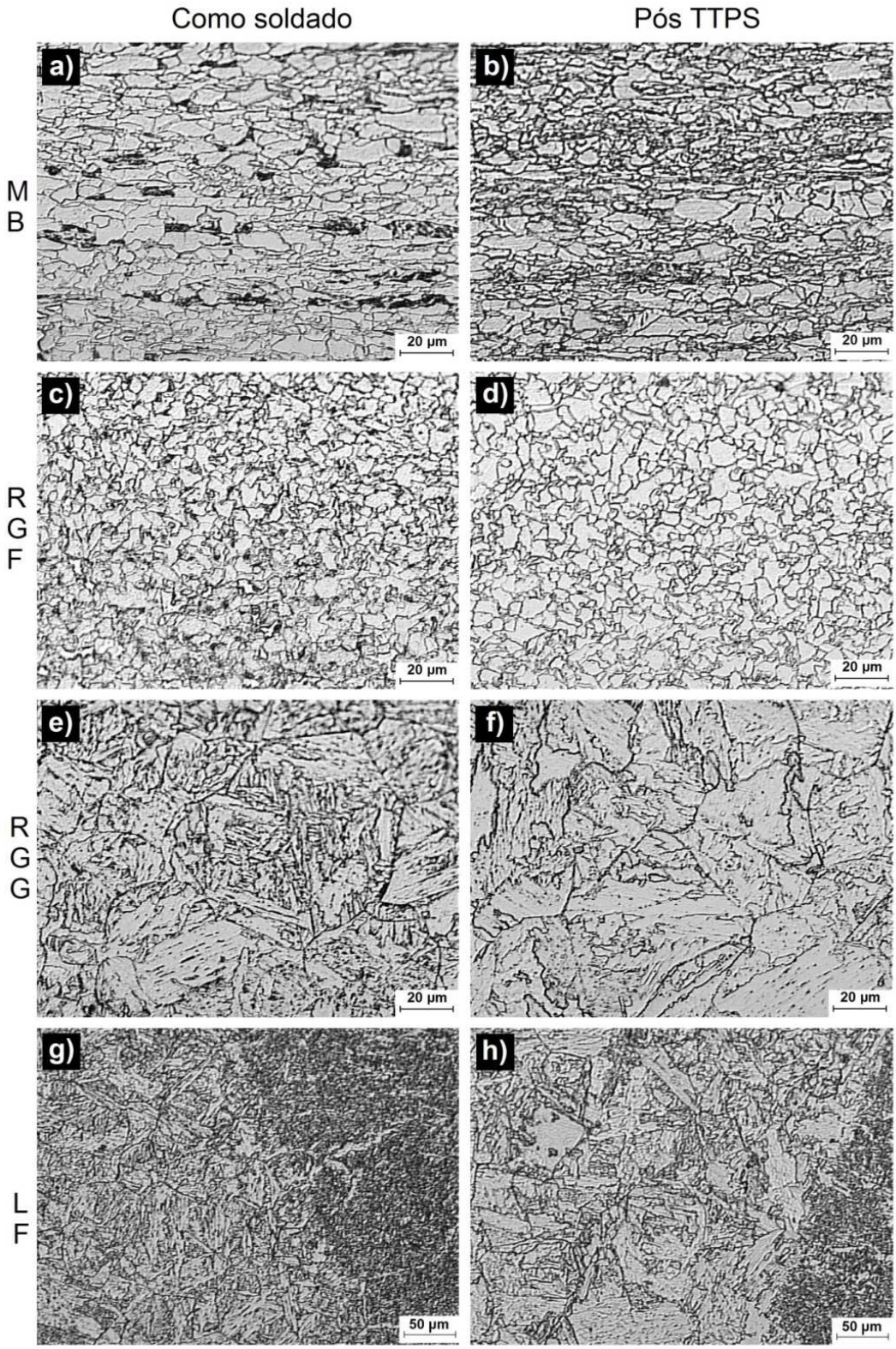


Figura III.7 – Microscopia ótica das regiões do Aço A. Ataque: nital 2%.

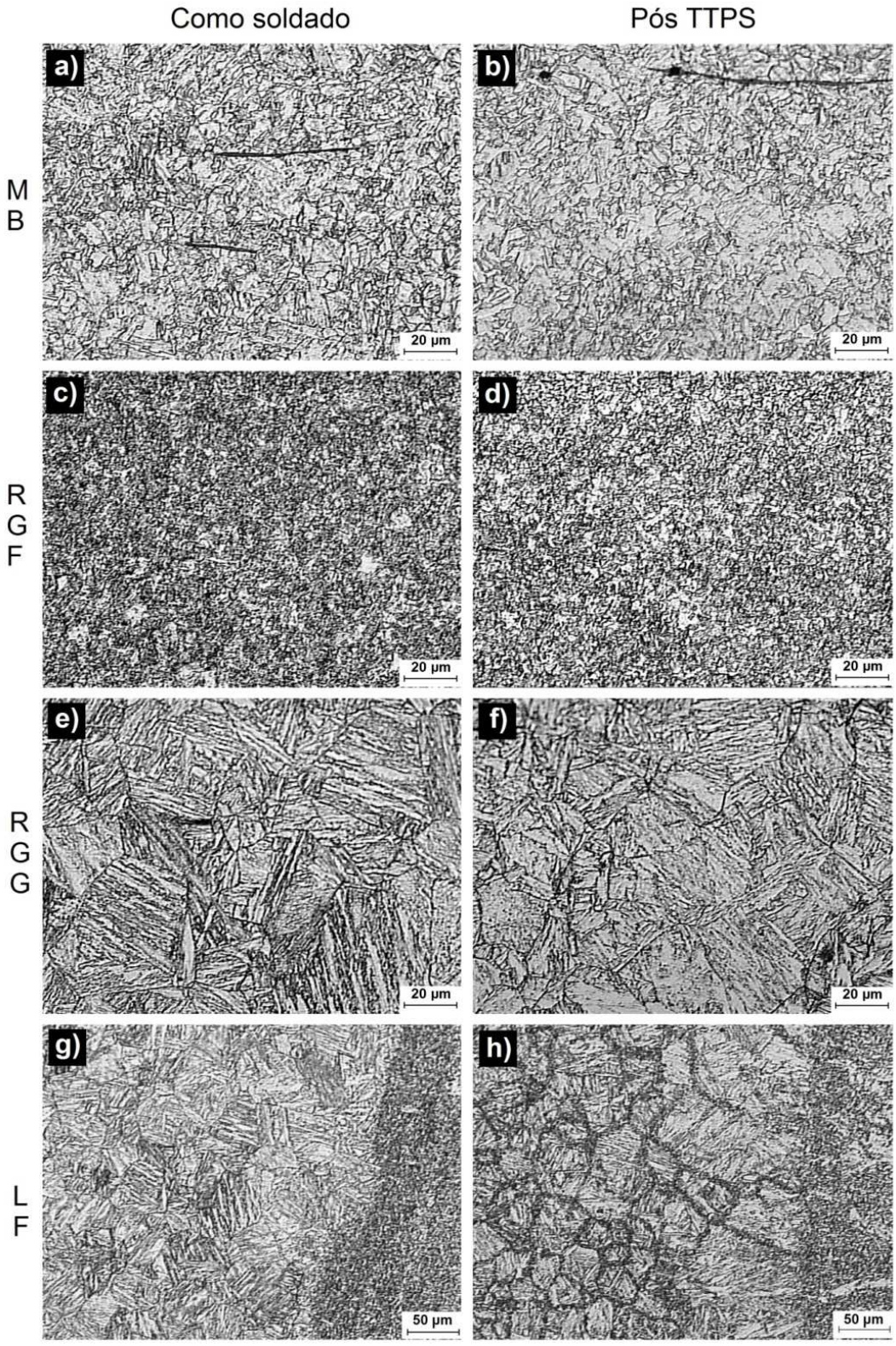


Figura III.8 – Microscopia ótica das regiões do Aço B. Ataque: nital 2%.

III.7 – Microscopia Eletrônica de Varredura

As Figuras III.9 e III.10 apresentam o aspecto microestrutural dos metais de base e da ZTA dos Aços A e B nas condições de como soldadas e pós TTPS.

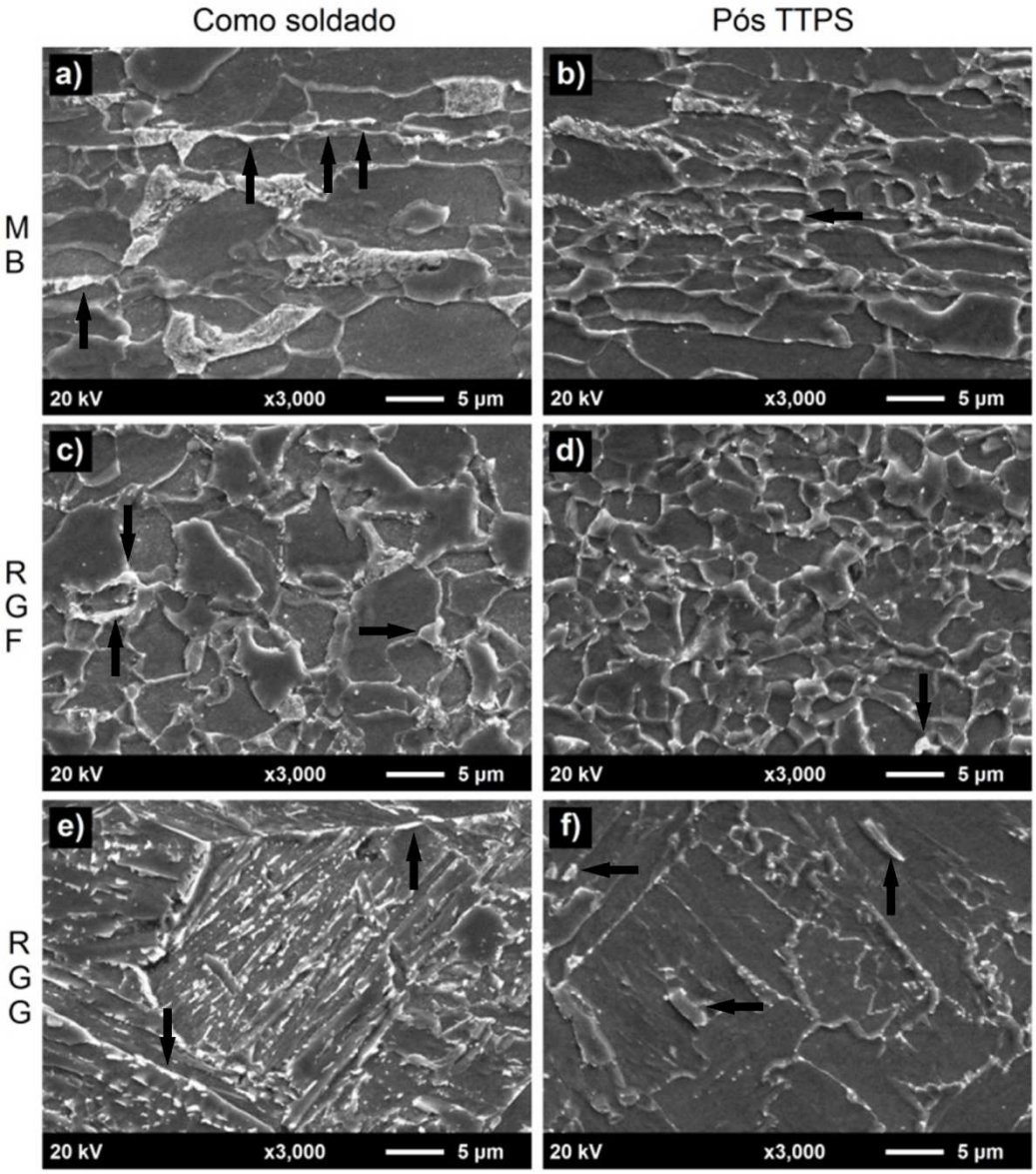


Figura III.9 – Microscopia eletrônica das regiões do Aço A. Ataque: nital 2%.

Sob os maiores aumentos permitidos pela técnica de MEV, mostrada na Figura III.9, é possível enxergar com mais clareza, as sutilezas das variações encontradas nas juntas do Aço A, pela observação feita através da microscopia ótica.

Da mesma forma que encontrado por Ramirez [18], 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, mostrados pelas setas, é compatível pelo exposto por Bott [1].

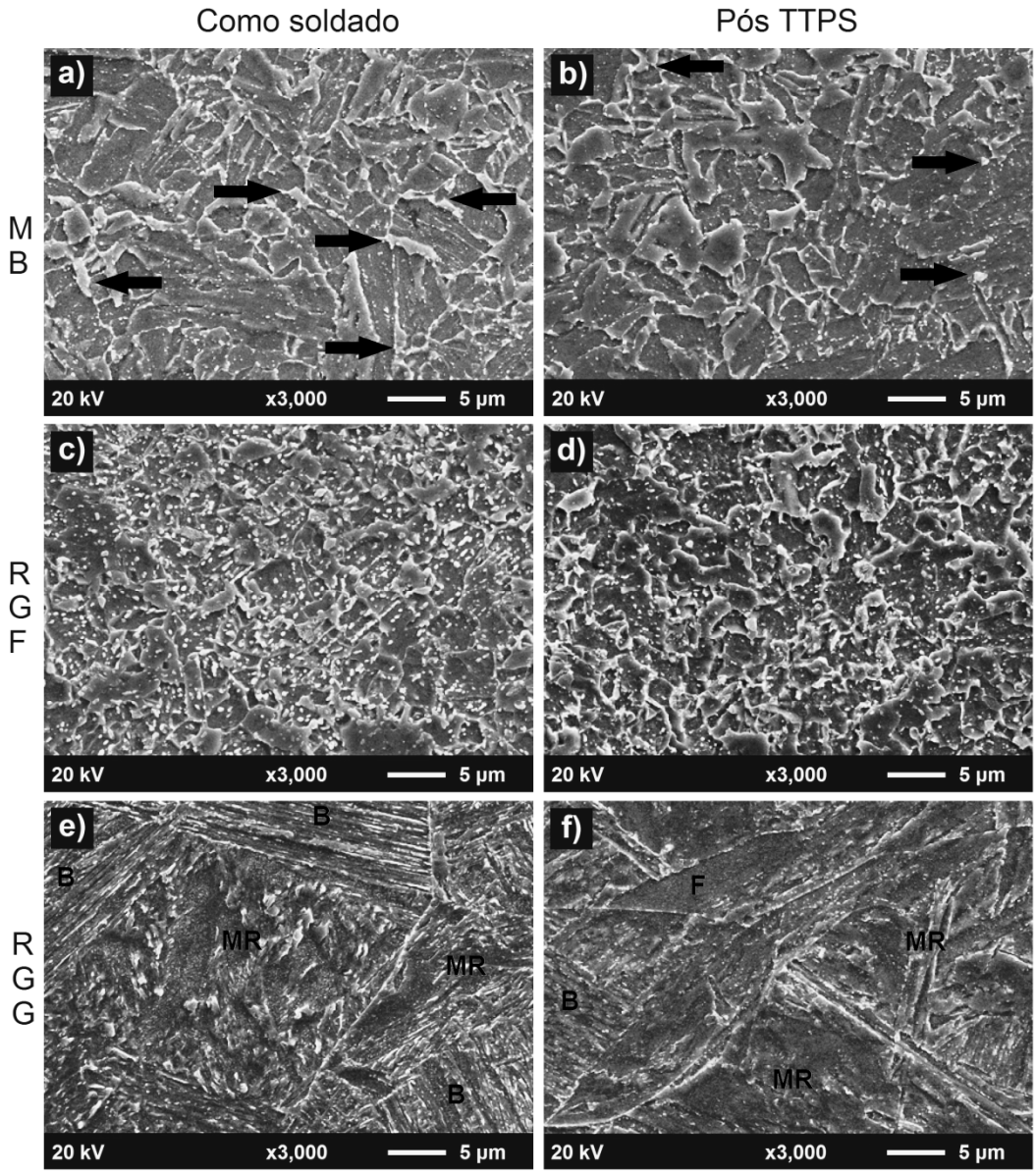


Figura III.10 – Microscopia eletrônica das regiões do Aço B. Ataque: nital 2%.

É possível observar, nas Figuras III.10 de (a) a (d), a forte presença de constituintes AM e intensa precipitação de carbetos tanto no MB quanto na RGF, mesmo para a condição de tratado termicamente.

Na RGG tratada termicamente, mostrada na Figura III.10 (f), nota-se principalmente a deterioração da martensita revenida e o crescimento de grãos ferríticos quando comparada com a condição de como soldado na Figura III.10 (e). Os contornos dos grãos de austenita prévios estão intensamente marcados pela precipitação de carbetos, o que os destaca, circundando os campos de martensita revenida e bainita.

Capítulo IV – Discussão dos Resultados

Como exposto anteriormente, as juntas soldadas estudadas para a realização deste trabalho foram construídas com aços que atendem aos critérios de classificação definidos pela API 5L [5], para serem aceitos como pertencentes à classe API 5L X80. Pelas análises químicas e pelas caracterizações microestruturais realizadas, é possível perceber que estes aços possuem composições químicas e rotas de fabricação diferenciadas que, embora dêem origem a materiais de propriedades mecânicas equivalentes, acabam por apresentar microestruturas diferentes.

A diversidade de processos metalúrgicos disponíveis para se obter aços que atendam aos critérios classificatórios da API 5L [5], para os aços da classe X80, configura um leque amplo, onde a encargo dos recursos e técnicas de cada aciaria, é possível atingir os níveis de propriedades mecânicas desejadas.

IV.1 – Metal de Base

A análise das microestruturas encontradas no metal de base sugere que o Aço A tenha sido laminado em faixas de temperatura intercrítica enquanto que a grande precipitação de carbonetos e refino de grãos presente no MB do Aço B sugere que este material tenha sido obtido por tratamento térmico posterior à laminação.

O Aço A apresenta características mecânicas e microestruturais muito semelhantes aos aços estudados por Silva [4], Xue [10], Ramirez [18] e Gonzalez [19]. O material como recebido apresenta matriz composta por ferrita poligonal e quase-poligonal, mesclada a bainita. As estruturas encontram-se entremeadas por colônias prováveis de cementita, perlita fina e austenita retida, que os autores denominaram “agregados eutetóides” oriundos da transformação eutetóide da austenita não recristalizada, com tamanho heterogêneo e deformada no sentido de laminação [4]. O perfil de dureza do metal base também é compatível com os resultados encontrados por Ramirez et. al. [18], que mediu valores médios de 256 HV ao longo da espessura da chapa estudada.

A Figura I.8 mostra o que Silva [4] encontrou ao estudar um aço X80 nacional. O autor caracteriza a matriz como sendo de ferrita poligonal, deformada no sentido de laminação, entremeada pelo que ele chamou de agregados eutetóides, descritos pelo autor como sendo constituídos de perlita degenerada ou bainita. O aspecto geral e a morfologia, em muito se assemelha com a estrutura encontrada neste trabalho e pode ser observado nas Figuras III.9 (a) e (b).

Seu arranjo microestrutural na condição de recebimento pode ser visto na Figura III.7 (a). A configuração sugere que este aço foi laminado em faixas intercríticas de temperatura, pois é possível identificar a deformação de suas microestruturas na direção de laminação [18].

Aumentos da ordem de 3.000 vezes, expostos na Figura III.9 (a), permitem observar melhor os demais constituintes e compará-los com o encontrado na literatura, mostrado na Figura I.8 (d). A Figura IV.1 compara, usando aumentos de 5.000 vezes, as estruturas encontradas no metal de base do Aço A estudado neste trabalho com as estruturas encontradas por Silva [4].

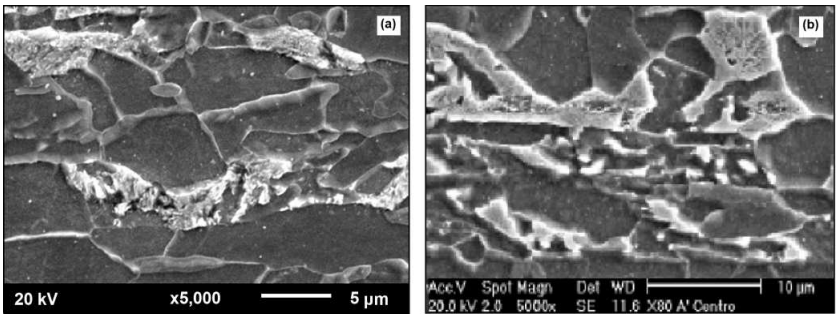


Figura IV.1 – Comparação do MB do Aço A aqui estudado e os estudado por Silva [4]: (a) Aço API 5L X80 estudado neste trabalho; (b) Aço API 5L X80 estudado por Silva [4].

A configuração destes supostos constituintes AM, identificados por setas na Figura III.9, é compatível com o descrito por Bott et. al. [1], como blocos massivos e não interligados, dispersos homogeneamente na matriz ferrítica.

Após sofrer o TTPS a 600 ℃ por uma hora, o Aço A apresenta modificações interessantes em sua morfologia. Ocorre a dissolução quase total das colônias eutetóides, restando apenas a ferrita poligonal e quase-poligonal que se formam em temperaturas mais elevadas e por isso mais estáveis. Os constituintes AM também são parcialmente dissolvidos, ficando com tamanho reduzido e bordas irregulares. Estas mudanças são observadas com clareza ao comparar as Figuras III.7 (a) & (b). Um comportamento similar, incluindo o crescimento do grão ferrítico é observado nas demais regiões que compõe a ZTA, como visto nas Figuras III.7 de (c) a (h). A Figura IV.2 mostra com aumento de 5.000 vezes a Modificação ocorrida no MB do Aço A.

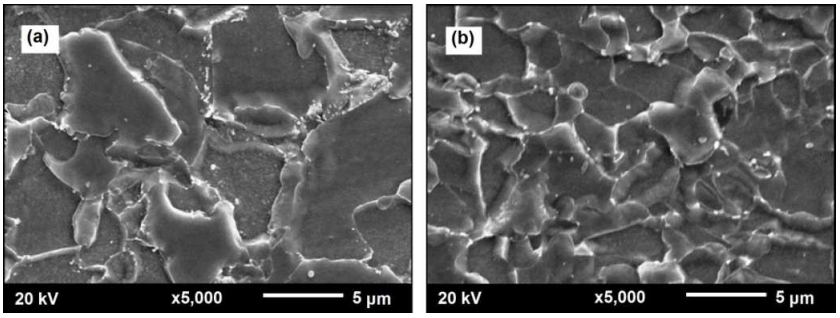


Figura IV.2 – Aço A estudado neste trabalho nas condições: (a) Como soldado; (b) Com TTPS.

Observando as Figuras III.1 e III.3, a relação entre redução de cerca de 11% na dureza e o aumento de aproximadamente 14% na tenacidade se evidencia fortemente. Os valores médios encontrados tanto para o perfil de dureza quanto de energia absorvida denotam uma

apreciável melhora na tenacidade Aço A, ao tempo que, o limite de resistência e a tensão limite de escoamento sofrem reduções respectivamente da ordem de 4% e 8,6%.

O efeito do encruamento dos grãos ferríticos que compõem sua matriz, durante a laminação na faixa intercrítica de temperatura pode ser visto ao se fazer uma análise comparativa entre os CPs rompidos do ensaio de tração na Figura III.4. Os níveis de tensão limite de resistência mais baixos que o Aço B, mostrados na tabela III.3, aliados à maior área na seção no ponto de ruptura indica que o número de discordâncias livres para permitir o escoamento é muito menor que o presente no Aço B.

Como visto nos resultados levantados por este trabalho, o Aço B possui uma microestrutura ferrita bainítica refinada com intensa precipitação nos contornos de grão. Este aspecto fica bem visível nas microscopias óticas e eletrônicas de varredura do metal base, mostradas nas Figuras III.8 (a) e III.10 (a). Sob aumentos da ordem de 3.000 vezes, é possível identificar que a microestrutura é composta pelo que parece ser bainita inferior revenida, oriunda de grãos de austenita prévia de tamanho médio de 5 μm conforme pode ser visto na Figura III.9 (a).

A não ser pela anisotropia das inclusões (possivelmente compostas por sulfetos) observadas nas microscopias óticas mostradas nas Figuras III.8 (a) & (b), não é possível identificar a direção de laminação nas amostras. Os contornos das ripas de ferrita bainítica não estão claros e nota-se intensa precipitação de carbetos nos contornos dos grãos da austenita prévia. Em vista destas características, é seguro afirmar que este aço fora obtido por tratamento térmico posterior às etapas de laminação e pela condição de fornecimento, conta com a denominação X80Q, aplicada a aços fornecidos como temperados e revenidos conforme a norma API 5 L [5].

Ao ser tratado termicamente, o Aço B continua exibindo o comportamento típico esperado de um aço API X80 revenido a 600 ℃ [25], quando os contornos das ripas de ferrita bainítica tornam-se cada vez mais diluídos e os carbetos precipitados nos contornos sofrem ligeira decomposição [17, 25, 26]. Contudo, ainda é possível identificar os contornos da austenita prévia conforme pode ser visto na Figura III.10 (b). A Figura IV.3 mostra com aumento de 5.000 vezes as sutis modificações afirmadas.

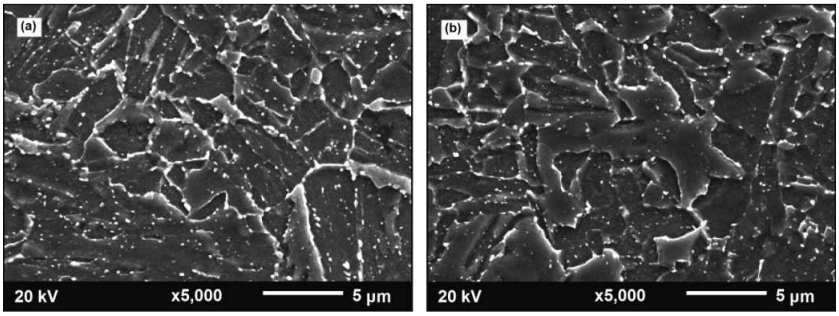


Figura IV.3 – Aço B estudado neste trabalho: (a) Como soldado; (b) Com TTPS.

Ao observar a Figura III.2 e a Tabela III.3, é possível relacionar que em função do TTPS, enquanto os níveis da tensão limite de resistência permanecem quase que inalterados, ocorre uma pequena redução do limite de escoamento e da tenacidade ao impacto. Esta queda de aproximadamente 4%na tensão de escoamento e de aproximadamente 9% na tenacidade age correlato à elevação da dureza do material, mostrado na Figura III.3 para a distância 5 mm da linha de fusão.

A tendência ao aumento do tamanho de grão ferrítico observado com o tratamento térmico e o aumento do carbono difundido pela solubilização de carbetos nos contornos de grão, principalmente na RGF, como pode ser observado nas Figuras III.10 (c) & (d) é a principal motivação para este comportamento.

Embora exiba, na condição de como soldado, uma microestrutura completamente diferente do Aço A, o Aço B apresenta propriedades mecânicas bastante similares exceto no valor da tensão limite de resistência como pode ser observado na Tabela III.3.

Na Figura III.4 verifica-se que a ruptura dos CPs para os dois tipos de aço ocorreu no metal de base. Os níveis de resistência atingidos pelo Aço B que, seja na condição de como recebido ou pós TTPS, são em média, ligeiramente maiores que os do Aço A.

Uma possível explicação para este comportamento pode estar relacionada com a maior ductilidade esperada pela estrutura mais refinada do Aço B. Ao comparar visualmente os dois aços, Figura III.8 (a) e III.9 (a), fica evidente a maior tamanho de grão ferrítico do aço do Aço A, além do esperado encruamento sofrido pelos mesmos durante a laminação na faixa intercrítica. O comportamento mais dúctil do aço do Aço B fica evidente ao se comparar as reduções de seção entre os CPs dos Aços A e B. Como visto na Figura III.4 o CP do aço B apresenta maior redução de área em relação ao aço A.

IV.2 – Região de Grãos Finos da ZTA

Na região de grãos finos da ZTA do Aço A, a dissolução dos carbetos também ocorre e de maneira semelhante ao que foi observado em seu metal de base. Embora na microscopia ótica das Figuras III.7 (c) & (d) o efeito não seja tão claro, existe também um refino do grão ferrítico que é melhor percebido quando observado através de maiores aumentos, conseguidos por MEV, como no caso das Figuras III.9 (c) & (d). A Figura IV.4 mostra com aumentos de 5.000 vezes a comparação mencionada.

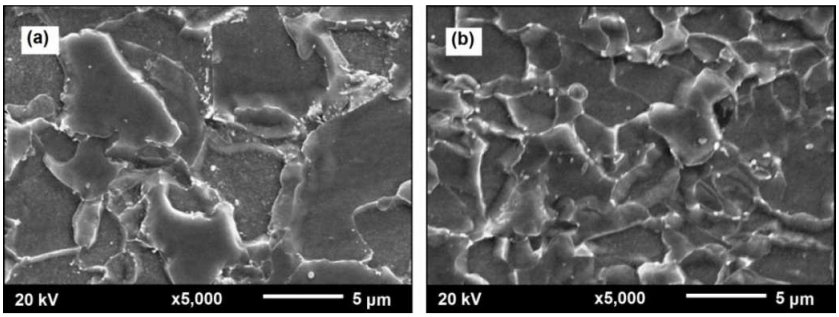


Figura IV.4 – MEV com aumento de 5.000 vezes da RGF das ZTA do Aço A: (a) Como soldado; (b) Com TTPS.

Foi observado que a dissolução dos carbetos nos contornos de grão do Aço A, em função do TTPS, não chega a alterar significativamente a dureza da matriz ferrítica, como pode ser deduzido pelo comportamento médio do perfil de microdureza apresentado na Figura III.3. No entanto, em torno da posição 2 mm da LF, quando comparada com a condição de como soldado, ocorre um queda de cerca de 18% na dureza média para a condição com TTPS.

A análise da curva do perfil de dureza leva a crer que na condição de como soldado, houve um endurecimento seletivo da região de grãos finos da ZTA e que o TTPS anulou este endurecimento. Esta conclusão pode ser tomada ao se observar o repentino crescimento da dureza do material como soldado ao redor do afastamento 2 mm da linha de fusão. A imposição do TTPS provoca uma queda pontual de dureza na região mencionada, o que torna o comportamento do gráfico mais uniforme ao longo da ZTA, denotando um gradual aumento da dureza à medida que a área analisada se aproxima da linha de fusão.

O refino do grão ferrítico presente na RGF do Aço A, observado nas Figuras III.9 (c) & (d), parece não ter sortido qualquer efeito benéfico com relação à tenacidade da junta no entorno da posição 2 mm da linha de fusão. Para este ponto, o gráfico de energia absorvida, mostrado na Figura III.1, apresenta uma queda de 15,7% para as juntas que sofreram TTPS, quando comparado à condição de como soldado.

A análise dos valores de dureza e de energia absorvida na RGF da ZTA do Aço A, mostra que estes se mantiveram equiparados aos níveis e resultados do metal de base, mesmo com microestruturas de morfologia e tamanho de grãos completamente diferentes.

Com a aplicação do TTPS, ao longo da ZTA, ocorre a inversão de comportamento da tenacidade do Aço A tratado em relação à condição de como soldado quando comparada com o metal base. A gradual perda de tenacidade observada em direção à linha de fusão leva a crer que o TTPS ao invés de melhorar as propriedades mecânicas do Aço A, faz exatamente o contrário ao baixar os limites de escoamento, resistência e tenacidade do material, sem que haja uma efetiva redução de sua dureza. Embora os valores obtidos ainda atendam aos requisitos da API [5], esta particularidade não pode passar despercebida.

Ao longo das regiões entre a RGF e a RGG da ZTA, os comportamentos dos aços estudados se mostram antagônicos em função da aplicação do TTPS. Enquanto o Aço A experimenta queda na tenacidade, com distanciamento entre valores de “como soldado” e “com TTPS”, o Aço B apresenta uma grande congruência entre estas condições, no que diz respeito a valores médios de energia absorvida, em sua RGF até a posição 2 mm da linha de fusão.

Como pode ser observado nas Figuras III.7 (c) & (d) e III.8 (c) & (d), ao se comparar por microscopia ótica, sob o mesmo nível de aumento, as RGFs dos Aços A e B, é possível identificar um maior nível de refino do grão ferrítico do Aço B. Contudo, os níveis de energia absorvidos pelo aço do Aço B, foram cerca de 35% inferiores aos resultados do aço do Aço A na condição de como soldado e cerca de 19% inferiores aos resultados do aço do Aço A na condição de com TTPS. A Figura IV.4 compara com amento de 5.000 vezes, o comportamento das RGF do Aço B nas condições como soldado e com TTPS. Comparando as Figuras IV.3 e IV.4, pode-se verificar o comportamento ligeiramente antagônico dos aços frente o TTPS. Embora ambos sofram uma dissolução parcial de seus carbetos precipitados, fica evidente que com a aplicação do TTPS, o Aço A experimenta um visível refino em seu tamanho de grão, enquanto que o Aço B sofre um discreto crescimento do grão ferrítico, com espessamento de seus contornos, conforme pode ser visto na Figura IV.5 (b).

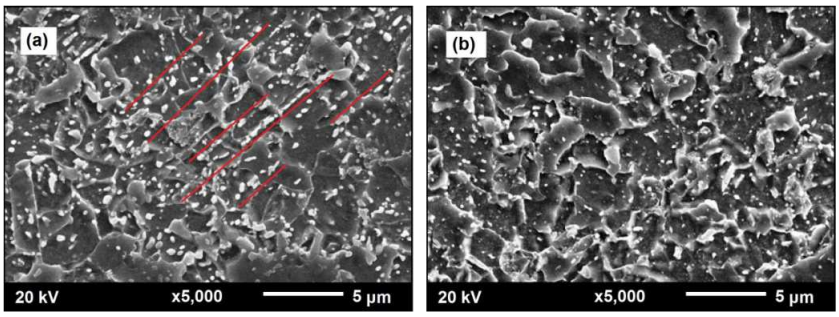


Figura IV.5 – Observação da RGF do Aço B: (a) como soldado e (b) com TTPS.

Na condição de como soldado, mesmo com o aproximado tamanho de grão ferrítico, ao se comparar a RGF da ZTA do Aço B com seu MB, nota-se uma sensível deterioração de sua Tenacidade. Esta queda de aproximadamente 9% pode ser atribuída à substituição da matriz, do que guarda similaridade com bainita inferior, pelo o que poderia ser classificado como bainita granular com forte precipitação de carbetos.

O refinamento microestrutural observado no aço do Aço B, que deveria promover um maior nível de tenacidade, é sobrepujado pela pesada precipitação de carbetos observada na Figura III.10 (c), que mostra também um grande número de possíveis constituintes AM de, dispostos de maneira próxima ao longo de toda a matriz. Nesta região, estes elementos foram encontrados, alinhados ou aglomerados (mostrados pelas linhas na Figura IV.4 (a)), chegando a ultrapassar o que pode ser identificado como a fronteira dos grãos de austenita prévia.

Embora haja, pela ação do TTPS, uma dissolução parcial destes carbetos, apresentada nas Figuras III.10 (d) e IV.4 (b), o comportamento observado durante o ensaio de impacto, visto na Figura III.2 entre as distâncias de 2 mm e 3 mm da linha de fusão mostra-se praticamente inalterado. Este comportamento pode ser explicado pela pouca diferença entre os níveis de dureza entre as condições de como soldado e pós TTPS, visto na Figura III.3 e pelo ligeiro crescimento do grão ferrítico, comparando-se as Figuras III.10 (c) & (d).

A partir da posição 1,5 mm da linha de fusão começa uma gradual separação no comportamento da junta do Aço B, para as condições estudadas. Com a aplicação do TTPS, são observadas simultaneamente as quedas de tenacidade e do perfil de dureza da ZTA e a tendência desta separação aumenta gradualmente à medida que se aproxima da LF.

IV.2 – Região de Grãos Grosseiros da ZTA

Como visto anteriormente, a partir da região de grãos finos, o comportamento dos aços que constituem as juntas aqui estudadas muda de maneira significativa.

Mesmo para aços de diferentes rotas de fabricação, a RGG é motivo de atenção entre as aciarias [1, 2, 4, 16, 21, 34, 38]. A preocupação quase que unânime entre os autores é com a possibilidade de formação de estruturas de baixa tenacidade, aliadas ao surgimento de constituintes AM interligados e de morfologia alongada, dando origem às chamadas zonas frágeis localizadas (ZFLs).

A RGG do Aço A apresentou, segundo a literatura estudada [1, 2, 4, 16, 21, 34, 38], o comportamento típico esperado para aços API X80 compostos por ferrita bainítica ao serem revenidos a 600 ℃, ao apresentar uma diluição do contorno da ripa de ferrita bainítica e solubilização dos carbetos adjacentes.

A observada perda de tenacidade, durante o ensaio Charpy-V após o TTPS possa talvez ser explicada pelo crescimento da matriz ferrítica e pela ainda presente precipitação nos grandes contornos de grão de austenita prévia.

A Figura IV.6 mostra a modificação comentada, utilizando aumentos de 5.000 vezes. Nela, é possível identificar a dissolução dos carbetos precipitados nos contornos das ripas de ferrita bainítica e o crescimento das mesmas.

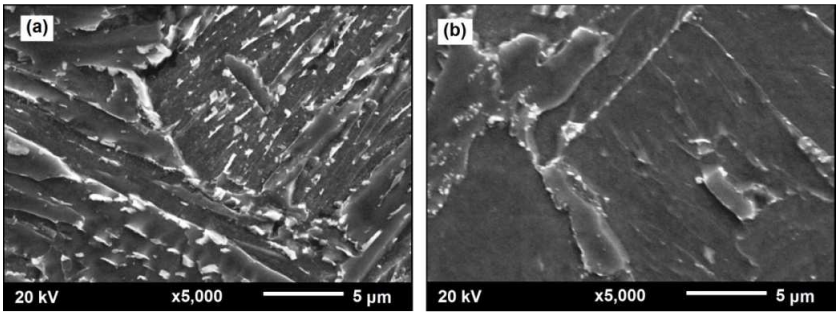


Figura IV.6 – Observação da RGG do Aço A: (a) Como soldado; (b) Com TTPS.

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. Como observado na literatura [1] a adição de maiores frações 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.

Contudo, traçando-se um paralelo com o apontado por Kumkum [24]: em função do Aço A possuir maiores percentuais de Nb e V, seus carbetos solubilizados na matriz austenítica durante a soldagem da junta, pode coalescer com o reaquecimento da ZTA e distorcer a nova matriz ferrítica, permitindo o crescimento de grãos em ciclos térmicos posteriores. Este crescimento seria o responsável pela deterioração das propriedades mecânicas do Aço A, principalmente a perda de tenacidade após o TTPS.

Pelo que pode ser observado nas microscopias óticas apresentadas nas Figuras III.7 (e) e (f) e das Figuras III.8 (e) e (f), as RGGs dos dois aços neste trabalho estudados, são bastante diferentes. Em sua RGG, o Aço A deu origem à bainita inferior, com intensa precipitação de carbetos enquanto que no Aço B, sua composição química deu origem à estrutura de blocos de bainita e martensita revenida também com intensa precipitação de carbetos, como pode ser observado respectivamente nas Figuras III.9 (e) e III.10 (e).

Contudo, ao se observar o comportamento das propriedades mecânicas e microestruturais o Aço B, através das Figuras III.1 e III.3, nota-se que ao longo da RGG para a condição de como soldado, com o aumento da dureza ocorre também o aumento da tenacidade. Embora os níveis de energia absorvida do Aço B medidos a 1 mm da linha de fusão estejam próximos aos encontrados para o Aço A, os valores encontrados pelo ensaio de microdureza do Aço B são cerca de 23% maiores que os levantados para o Aço A.

Em função do TTPS, é possível relacionar a queda da dureza da martensita encontrada na RGG do Aço B com seu revenimento, porém, a queda simultânea dos níveis de energia absorvida não é um comportamento esperado. Os blocos de martensita e seu revenimento estão bem caracterizados nas Figuras III.7 (e) e (f), porém, somente sob aumentos de 3.000 vezes, os possíveis motivos para este comportamento se mostram.

Na Figura III.10 (f) é mostrado o revenimento a 600 ℃ da RGG do Aço B. Nela é possível ver um acentuado espessamento do contorno de grão da austenita prévia, provavelmente decorrente da precipitação de carbetos promovida pelos mecanismos difusionais envolvidos na transformação da martensita. É possível também notar o crescimento intergranular de um grande grão de ferrita que rompe o contorno do grão de austenita prévia. Este comportamento é mais facilmente identificado em aumentos de 5.000 vezes, observados na Figura IV.7.

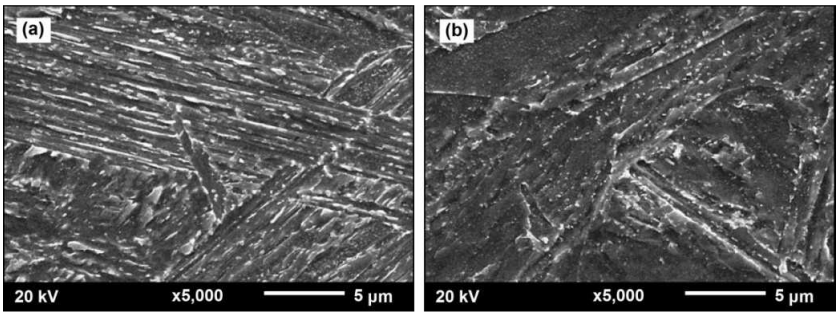


Figura IV.7 – Observação da RGG do Aço B: (a) Como soldado; (b) Com TTPS.

Esse controverso comportamento, denotado na condição de como soldado, pelo aumento da tenacidade ao mesmo tempo em que ocorre o aumento da dureza não fora descrito na literatura pesquisada. Os efeitos dos elementos de liga e a complexidade das microestruturas na ZTA da soldagem de múltiplos passes podem ter levado a este comportamento não esperado e que é identificável ao se relacionar o perfil de dureza da junta, nas condições estudadas com os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V.

Outro motivo para este comportamento pode estar relacionado com baixa repetibilidade os resultados do ensaio de impacto ao se avaliar uma região tão próxima à linha de fusão. A construção do CP de Charpy-V dificilmente conta com meios precisos para garantir a repetibilidade de seus resultados, ao ser improvável que os entalhes de CPs distintos apresentem-se sobre a mesma composição microestrutural [20]. Ainda, mesmo que seja obtido um posicionamento exato do entalhe do CP de impacto na região desejada, resta ainda o modo de propagação da trinca ao longo da microestrutura podendo-se então esperar um comportamento adverso. No entanto, o perfil de microdureza levantado segue um padrão de deslocamento ao longo da ZTA, auxiliado pela pequena dimensão do penetrador e pela precisão geral do equipamento, o que permite indentações precisas, ao longo do perfil a ser estudado.

Conclusões

De uma maneira geral, exceto pela redução da dureza da RGG da ZTA do Aço B, não houve melhora significativa da tenacidade nas juntas dos dois aços estudados, que justifique a aplicação de um Tratamento Térmico Pós-Soldagem. Em função dos resultados obtidos neste trabalho, a recomendação cabível para a aplicação de TTPS como colocado neste estudo, seria pela necessidade de reduzir a dureza da zona termicamente afetada do Aço B, dada à possibilidade deste ser submetido a condições de trabalho em ambientes com elevados teores de hidrogênio.

O efeito do TTPS no Aço A reduziu os níveis de energia absorvida da ZTA, juntamente com os níveis de tensão de resistência e tensão de escoamento do metal de base, mesmo com a ligeira degradação de suas propriedades após o TTPS, o Aço A continua atendendo integralmente aos requisitos da classificação X80

Exceto pelo sutil abaixamento da dureza na RGF, após o TTPS, a ZTA do Aço A espelha o comportamento de seu MB, mostrando resultados ligeiramente melhores para a condição sem TTPS.

Embora a ZTA das juntas obtidas com o Aço B apresentem elevados níveis de dureza em sua RGG, mesmo após o TTPS, os níveis de energia absorvida mostram-se satisfatórios no atendimento aos requisitos da norma.

O abaixamento da dureza ao longo da ZTA mostra-se como ponto positivo ao emprego do TTPS no Aço B, uma vez que as demais propriedades ao longo da junta e do metal de base não sofrem alterações significativas.

Referências Bibliográficas

[1] BOTT, Ivaní de Souza et al; “High-strength steel development for pipelines: A Brazilian perspective”; *Metallurgical and Materials Transactions A*; V. 36A; pp. 443-454; February 2005.

[2] 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 & Companhia*, v. 5, n. 26; pp. 52-63; Brasil; Outubro de 2009.

[3] OUCHI, Chiaki; “Development of steel plates by intensive use of TMCP and direct quenching process”; *ISIJ International*, Vol. 41 (2001), No. 6, pp. 542–553, 2001.

[4] 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.

[5] ESTADOS UNIDOS, American Petroleum Institute. ANSI/API Specification 5L. 44th edition. New York, 2008.

[6] 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”. Em: **Anais do 39º Seminário de laminação, processos e produtos laminados e revenidos**, 2002, Ouro Preto. Belo Horizonte: Tec Arte Editora Ltda. 2002. Páginas 207-216.

[7] HILLENBRAND, Hans–Georg; GRAS, Michael; KALWA, Christoph. "Development and Production of High Strength Pipeline Steels”. In: **Proceedings of the International Symposium Niobium**, Orlando, Florida: Europipe, 2001.

[8] 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.

[9] 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.

[10] XUE, Xiao-Huai et al; “Microstructural characteristic of low carbon micro alloyed steels produced by thermo-mechanical controlled process”; ELSEVIER; *Materials Science and Engineering*; A 438-440 (2006); pp. 41-52; February 2006.

[11] SHIN, Sang Yong; HWANG, Byoungchul; LEE, Sunghak; KIM, Nack J.; AHN, Seong Soo; “Correlation of microstructure and Charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels”; *Materials Science and Engineering A;* v. 458; n. 1-2; pp. 281-289; junho de 2007.

[12] KIM, Choong-Myeong; LEE, Jong-Bong; YOO, Jang-Yong. “**A Study on the Mechanical Characteristics of the Weld Joint of X80 Steel”. In: Proceedings of the 15º International Offshore and Polar Engineering Conference**, Seoul, Korea, 2005.

[13] GOMEZ, Manuel; VALLES, Pilar; MEDINA, Sebastián F. ; “Evolution of microstructure and precipitation state during thermomechanical processing of a X80 microalloyed steel”; ELSEVIER; *Materials Science and Engineering A*; 528; pp. 41-52; March 2006.

[14] SHANMUGAM, S.; RAMISETTI, N.K.; MISRA, R. D. K.; MANNERING, T.; PANDA, D.; JANSTO, S.; “Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels”; *Materials Science and Engineering A*; v. 460-461; pp. 335-343; julho de 2007.

[15] WANG, Wei.; YAN, Wei.; ZHU, Lin.; HU, Ping.; SHAN, Yiyin and YANG, Ke; “Relation among rolling parameters, microstructure and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel”; *Materials Design* ; v. 30; pp. 3436-3443; March, 2009.

[16] 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.

[17] 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 207.

[18] RAMIREZ, Mário González et al. “Caracterização microestrutural de um aço API 5L-X80 através de micro dureza e microscopia ótica e eletrônica**”.** Em: **Anais do 62° Congresso Anual da ABM – Internacional**; Vitória – ES, 23 a 27 de julho de 2007.

[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.

[20] JANG, Y. C.; HONG, J. K.; PARK, J. H.; KIM, D. W.; LEE, Y.; “Effects of notch position of the Charpy impact specimen on the failure behavior in the heat affected zone”; *Journal of Materials Processing Technology*; v. 201; pp. 419-424; May 2008

[21] HILLENBRAND, H. G.; HECKMANN, C. J. and NIEDERHOFF, K. A.; “X80 line pipe for large diameter high strength pipelines”; APIA 2002 – Annual Conference, X80 Pipeline Workshop, Hobart, Australia, outubro de 2002.

[22] WAN, X. L.; WEI, R.; WU, K. M. ;“Effect of acicular ferrite formation on grain refinement in the coarse-grained region of heat-affected zone”; *Materials Characterization*; v. 61, n. 7; pp. 726-731; julho de 2010.

[23] MOEINIFAR, S.; KOKABI, A. H.; MADAAH HOSSEINI, H. R.; “Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of reheated zones”; *Materials and Design*; v. 31; n. 6; junho de 2010.

[24] KUMKUM, Banerjee; MILITZER, Matthias; PEREZ, Michel; WANG, Xiang; “Nonisothermal Austenite Grain Growth Kinetics in a Microalloyed X80 Linepipe Steel”; *Metallurgical and Materials Transaction A*; v. 41; n. 12; pp. 3161-3172; agosto de 2010.

[25] 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.

[26] NIU, Jing; QI, Li-Hua; LIU, Ying-Lai; MA, Lei; FENG, Yao-Rong; ZHANG, Jian-Xun; “Tempering microstructure and mechanical properties of pipeline steel X80”; *“Transactions of Nonferrous Metals Society of China”;* v. 19; n. 3; pp. s573-s578; dezembro de 2009.

[27] GORNI, A.A., SILVEIRA, J.H.D. & REIS, J.S.S. “Estudo Avalia o Desenvolvimento de Chapas com Grão Ultra-Fino”; *Corte e Conformação de Metais*, v. 3; n. 27, pp. 78-105, julho, 2007.

[28] REES, G. I.; PERDRIX, J.; MAURICKX, T; BHADESHIA, H. K. D. H; “The effect of niobium in solid solution on the transformation kinetics of bainite”; *Materials Science and Engineering A;* v. 194; n. 2; pp. 179-186; maio de 1995.

[29] JIAO, Duo-Tian; CAI, Qing-Wu; WU, HUI-bin; REN, Yi; “Effect of Nb on Austenite Recrystallization in High Temperature Deformation Process”; ELSEVIER; *Journal of Iron and Steel Research, International*; v.17, n.8, 528; pp. 39-44; August 2010.

[30] XAVIER, Marcos Domingos; Revista Eletrônica de Educação e Tecnologia do SENAI SP; v. 3; n. 5; 2009; Acesso em 07 de agosto de 2011; Disponível em <http://revistaeletronica.sp.senai.br/index.php/seer/article/view/64/52>.

[31] GORNI, Antonio Augusto; Desenvolvimento de aços alternativos aos materiais temperados e revenidos com limite de resistência entre 600 e 800 MPa. Dissertação para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica, FEM – UNICAMP, Campinas, SP, Brasil, 2001.

[32] 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.

[33] RAMÍREZ, Mario Fernando Gonzalez; Estudo da Transformação Durante o Resfriamento Continuo e da Microestrutura do Aço Microligado X80 Utilizado na Construção de Tubos para Transporte de Gás Natural e Petróleo; Dissertação de Mestrado em Engenharia, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – São Paulo, SP, Brasil, 2008.

[34] 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.

[35] 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.

[36] HASHIMOTO, Maurício Maia Braga; Caracterização Microestrutural de um Aço Baixo Carbono e Baixos Teores de Elementos de Ligas com Estrutura Contendo Ferrita Acicular; Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica na Área de Materiais, Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista - Guaratinguetá, SP, Brasil, 2010.

[37] 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.

[38] BHADESHIA, H. K. D. H; “The Lower Bainite Transformation and the Significance of Carbide Precipitation”; *Acta Metallurgica;* v. 28; n. 8; pp. 1103-1114; agosto de 1980.

[39] SILVA, Maurício de Carvalho; Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X-80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade à fratura. Dissertação apresentada a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Engenharia – São Paulo, Brasil, 2004.

[40] BONNEVIE, E. ; FERRIÈRE, G. ; IKHLEF, A.; KAPLAN, D.; ORAIN, J. M.; “Morphological aspects of martensite–austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels”; ELSEVIER; *Materials Science and Engineering A*; 385; pp. 352-358; November 2004.

[41] NORWAY, DNV-OS-B101- Offshore standard, metallic materials, Det Norske Veritas APRIL 2009

[42] Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, American Society of Mechanical Engineers - ASTM International. A 370 – 07a. United States, 2007

[43] HAN, Seung Youb; SHIN, Sang Yong; LEE, Sunghak; KIM, Nack J.; BAE, Jin-ho; KIM, Kisoo; "Effect of Cooling condition on Tensile and Charpy Impact Properties of X80 Linepipe Steels"; *Metallurgical and Materials Transaction A;* v. 41A; pp. 329-340; fevereiro de 2010.

[44] OLAZOLO, M. ; URANGA, P. ; RODRIGUEZ-IBABE, J. M. LÓPEZ, B.; "Effect of austenite microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb–V microalloyed steel"; *Materials Science and Engineering A* ; v. 528; n. 6; pp. 2559-2569; mar, 2011.

[45] NAKATA, Hiroshi; KAMI, Chikara; MATHUO, Nobuyuki. **Development of API X80 Grade Electric Resistance Welding Line Pipe with Excellent Low Temperature Toughness.** 12. ed. Tokyo: Jfe Technical Report, 2008. 5 p.

[46] CIZEK, P.; "Transformation Behavior and Microstructure of an API X80 Linepipe Steel Subject to Simulated Thermomechanical Processing". In: **Proceedings of the 10th International Metallurgical and Materials Conference**, Ostrava, Czech Republic, 2001.

[47] SHIN, Sang Yong; WOO, Kuk Je; HWANG, Byoungchul; KIM, Sangho and LEE, Sunghak; "Fracture-Toughness Analysis in Transition-Temperature Region of Three American Petroleum Institute X70 and X80 Pipeline Steels*"; Metallurgical and Materials Transactions A*; V. 40; n. 4; pp. 867-876; June 2007.

[48] HILLENBRAND, Hans-Georg; NIEDERHOFF, Kurt. A.; HAUCK, Günter; PERTENEDER, Ernst; WELLNITZ, Gerhard; "Procedures, considerations for welding X-80 line pipe established"; EUROPIPE; *Oil & Gas Journal*; September 1997.

[49] BATISTA, Gilmar Zacca; Souza, Luís Felipe Guimarães; Bott, Ivani de Souza; Rios, Paulo Rangel; "Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Tubo API 5L X80 Submetido a Curvamento por Indução" *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, São Paulo, v.3, n.4, p. 16-22, 2007.

[50] FANG, Yong Qi-Long; Yang, Cai-Fu; SU, Hang; "Microstructure and Precipitation Behavior in HAZ of V and Ti Microalloyed Steel" *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2009, 16(3): 68-72, 77.