

12

Discussão dos resultados

12.1.

Caracterização do trecho reto

12.1.1.

Microestrutura

O trecho reto apresenta matriz ferrítica contendo grãos de ferrita primária (proeutetóide) com morfologia poligonal (FP), quase-poligonal (FQP) e grãos alongados na direção de laminação (não necessariamente grãos achatados). Nesta matriz ferrítica observa-se ilhas de microfases (MF) dispersas (figuras 30, 31 e 32), tais como agregados eutetóides de ferrita e carbonetos formados a partir da decomposição de ilhas de constituintes austenita – martensita (AM), partículas dispersas como inclusões não-metálicas (figuras 47a) e precipitados de elementos de liga (figura 48a). As configurações morfológicas observadas nos agregados de ferrita e carbonetos se assemelham a morfologia da bainita inferior (BI) e da perlita degenerada (PD) (figura 32). Grãos de bainita superior (BS) também foram observados (figura 33d). O constituinte AM pode ser visualizado formando a bainita granular (BG) ou disperso na matriz ferrítica, apresentando-se massivo ou parcialmente decomposto. A bainita granular foi favorecida pela formação de regiões austeníticas enriquecidas em carbono durante a laminação de acabamento e submetidas a resfriamento contínuo a baixas taxas ao final da laminação. A ferrita da bainita granular exibiu morfologias poligonal, quase poligonal e acicular (contornos de grão de baixo ângulo). Quando parte do constituinte AM que forma a bainita granular se decompõe, proporciona a formação de microestruturas complexas com o aspecto granular, como aquelas observadas em cortes longitudinais ao sentido de laminação (figura 30).

A aplicação da regra da alavanca no diagrama de equilíbrio ferro-carbono em condições lentas de resfriamento obtém, para aços com os percentuais de carbono na faixa de 0,05 a 0,17%C (correspondentes aos percentuais de carbono e carbono equivalente, P_{cm} , do aço API X80 deste estudo), 96,3% a 80,2% de ferrita proeutetóide e de 3,7% até 19,8% de produto de reação eutetóide. O API X80 deste estudo é um aço de matriz ferrítica (88,4%) apresentando de 4 a 11% de constituinte AM e de 1,5 a 7,5% de agregados de ferrita e carbonetos (tabela 14). A fração volumétrica dos

microconstituintes está intrinsecamente ligada à parâmetros aplicados durante a etapa final de laminação, dentre eles a laminação no campo bifásico a 730°C e a aplicação da temperatura final de acabamento a 680°C, finalizando com resfriamento ao ar calmo. Para aços de composições químicas idênticas e submetidos a processo de laminação controlada com parâmetros similares Silva, Maurício Carvalho [51] caracterizou a microestrutura como sendo composta por uma matriz ferrítica contendo dispersão de partículas de constituinte AM e perlita e Bott e Vieira et al [16, 47] obtiveram no estudo para a chapa do aço API X80 (NbCrMoV), o mesmo deste estudo, microestrutura composta por matriz de ferrita poligonal, com até 3% de bainita e apenas 2 a 4% de constituinte AM.

González et al [17] estudando um aço API5L X80 com 0,067%C e $P_{cm} = 0,214\%$ observou uma matriz de ferrita poligonal com tamanho de grão médio de 5,1 μm , contendo 14% de agregados eutetóides e apresentando ilhas bainíticas e perlíticas. De acordo com os resultados obtidos por González [17] observa-se que o maior percentual de carbono favoreceu o aumento da fração volumétrica de agregados eutetóides em comparação com o API X80 com 0,05%C e $P_{cm} = 0,17\%$ estudado nesta dissertação. Ao contrário das observações microestruturais de Silva, Maurício Carvalho [51] e González [17] no aço deste estudo a perlita não foi observada, em sua morfologia mais tradicional, o que está em acordo com os resultados, para aços ARBL com 0,07%C, realizados por Zhang, Y. Q. et al [70] nos quais a transformação da perlita massiva não foi observada devido ao tempo e temperatura inadequados ao processo difusional do carbono durante o resfriamento contínuo conduzido a baixas taxas de resfriamento, resultando em formação de pequenas quantidades de perlita degenerada (ou agregados eutetóides de ferrita e cementita).

A formação da ferrita proeutetóide, durante a laminação, foi favorecida pela deformação (elevou o número de núcleos) e pela temperatura de laminação de acabamento no campo bifásico (730°C, próxima de Ar_3 empiricamente estimada em 742°C), o que conduziu a formação de ilhas de austenita retida enriquecidas em carbono, em decorrência de processos difusionais. A partir da temperatura final de laminação (680°C) o resfriamento da chapa ao ar calmo favoreceu a formação de ilhas de bainita granular e constituinte AM, a partir das regiões de austenita retida formadas durante a etapa de acabamento. Os resultados obtidos por Cota et al [71] para simulações de laminação controlada em aço ARBL com $P_{cm} = 0,194\%$ reforçam que altas temperaturas finais de

resfriamento (650°C) seguidas de baixas taxas de resfriamento (1°C/s) até a temperatura ambiente favorecem a formação de bainita granular e ilhas de AM (4,5%).

Nos tratamentos térmicos onde a etapa final de resfriamento, a partir de elevadas temperaturas (700°C), é realizada a baixas taxas de resfriamento também foi possível obter uma matriz ferrítica com alta fração de constituinte AM ($3,3 \pm 1,7\%$) e bainita granular (figura 50d,e,f), reforçando que na passagem pelo campo bifásico ocorre a formação da ferrita proeutetóide, onde o carbono tem baixa solubilidade e difunde para a austenita residual que se transformará a temperaturas mais baixas favorecendo a obtenção do constituinte AM e ilhas de bainita granular, quando o resfriamento final é conduzido ao ar calmo.

O tamanho médio de grão ferrítico medido para o trecho reto do tubo API X80 deste estudo (tabela 14), na longitudinal ao sentido de laminação, foi estimado em $9,45 \pm 2,1 \mu\text{m}$, sendo observado um tamanho de grão médio mais refinado na seção transversal ao sentido de laminação de $7,52 \pm 2,2 \mu\text{m}$. Os resultados de tamanho de grão da matriz ferrítica obtidos por Bott e Vieira et al [47] para chapa API X80 NbCrMoV, na ordem de $4 \mu\text{m}$, mostrou uma microestrutura mais refinada. Esta heterogeneidade de tamanho de grão pode estar associada ao fato da temperatura de acabamento (730°C) de laminação ser conduzida em campo bifásico para obter propriedades mecânicas mais elevadas. Isto está de acordo com os relatos de Eghbali et al [19] que explica a formação de microestruturas heterogêneas em função da coexistência de ferrita proeutetóide e austenita não transformada, durante a laminação no campo bifásico, é devido a dificuldade de recristalização da ferrita proeutetóide que se torna grosseira.

A distribuição de microdurezas dos microconstituintes do trecho reto mostra que o constituinte AM e a bainita granular apresentam microdureza média de $261 \pm 25 \text{HV}$ (0,05 kg), formando regiões duras no material que são, em média, até 18% superior ao nível médio de microdureza exibido pela matriz ferrítica $222 \pm 19 \text{HV}$ (0,05 kg). Estes resultados (tabela 14) estão acima da faixa de dureza (210 a 240 HV) encontrada por Zhang et al [70] para a bainita granular de aços ARBL contendo nióbio.

A microdureza média obtida para o trecho reto (figura 38), tubo na condição de como recebido, foi de 226 ± 9 HV (0,5kg, 15s), sendo 3% menor do que a microdureza média obtida por Bott e Vieira [16,47] em chapa de aço do mesmo sistema NbCrMoV (233 HV (0,1 kg)), porém igual a média de dureza (227 HV) obtida por González et al [17] na caracterização do aço API X80 ($P_{cm} = 0,214\%$).

Estes resultados obtidos indicam que o aço utilizado neste estudo possui características similares a outros aços da mesma classe, fabricados pelo processo de laminação controlada sem resfriamento acelerado.

12.1.2. Grãos ferríticos com endurecimento adicional

Além da laminação controlada, o processo UOE, ao transformar a chapa laminada em tubo, gera deformação que introduz discordâncias nos grãos ferríticos que apresentarão este fator de endurecimento adicional. Isto, possivelmente, exerceu impacto sobre a distribuição de microdurezas apresentada pelos grãos ferríticos do API X80 deste estudo. Uma caracterização microestrutural mais avançada, em MET, é necessária para determinar qual foi o fator de endurecimento adicional (por precipitação interfásica, por discordâncias ou ambos) que realmente favoreceu o endurecimento aleatório de alguns grãos ferríticos observados.

Para o trecho reto ($P_{cm} = 0,17\%$ e $\Sigma NbTiV = 0,105\%$) foi observado que 19% dos grãos de ferrita apresentavam microdureza igual ou superior a 240 HV, corresponde ao pico de endurecimento encontrado por Gallego [36] para o aço ARBL microligado (NbVTi), (figura 35), supondo-se assim que esta fração volumétrica de grãos ferríticos exiba algum fator de endurecimento adicional (precipitação interfásica e ou discordâncias) contra apenas 3% dos grãos ferríticos presente na parte interna da curva (intradorso 2500 Hz). A parte interna da espessura da curva (na região do intradorso 2500 Hz) é submetida a um ciclo térmico de austenitização e resfriamento em ar calmo, similar a uma normalização, provocado pelo curvamento a quente.

Estes resultados estão de acordo com os resultados obtidos por Gallego et al [36] que verificou a ausência da bimodalidade na distribuição de

microdurezas correlacionando este comportamento a perda do endurecimento adicional dos grãos ferríticos após submeter um aço baixo carbono ARBL microligado ($\Sigma \text{NbTiV} = 0,11\%$), no estado como laminado, a tratamento térmico de normalização.

Estes resultados permitem, em parte, compreender os fatores que conduzem a redução do limite de escoamento após o processo de curvamento a quente. Neste processo a superfície externa da espessura de parede na curva é resfriada rapidamente, o que desfavorece a precipitação interfásica porque esta ocorre a temperaturas mais elevadas durante a transformação da austenita para ferrita conduzida por resfriamento lento. Este tipo de precipitação é observado aleatoriamente em alguns grãos ferríticos, resultando em uma distribuição bimodal de microdureza. A parte interna da superfície da curva evolui de uma microestrutura de laminação para uma microestrutura normalizada. Neste caso, não foi observada uma fração volumétrica elevada de grãos ferríticos com fator de endurecimento adicional em comparação com a fração volumétrica de grãos ferríticos endurecidos observada no trecho reto.

12.1.3. Microsegregação

Tanto nas regiões centrais do trecho reto como dos trechos submetidos a operação de curvamento a quente foram observadas linhas de microsegregação (figura 37). As medidas de microdureza nestas regiões para o trecho reto revelam valores médios 29% superiores a média de 205 HV (0,5 kg) registrada para a matriz adjacente. As linhas de microsegregação em aços ARBL com alto teor de manganês ($> 1,7\% \text{ Mn}$) apresentam elevadas microdurezas conforme relatos de Nayak e Misra et al [20] e Silva, Maurício Carvalho [51].

Nestas regiões de microsegregação a microestrutura apresenta-se mais refinada do que nas regiões adjacentes e está associada a altas frações volumétricas de partículas de constituinte AM dispersas em uma matriz de ferrita poligonal e quase poligonal, com alguns grãos com morfologia próxima a acicular. Há também a presença de precipitados grosseiros de elementos de liga e partículas de cementita tanto no interior como em contornos de grãos ferríticos.

Ao submeter amostras do trecho reto API X80, deste estudo, a tratamentos térmicos de resfriamento misto (em parte isotérmico, em parte

contínuo) cuja etapa final de resfriamento foi conduzida em água, encontrou-se que estas regiões de microsegregação apresentam alta temperabilidade, conforme ilustra a figura 121, onde pode ser observada a presença de martensita e bainita nas linhas de segregação.

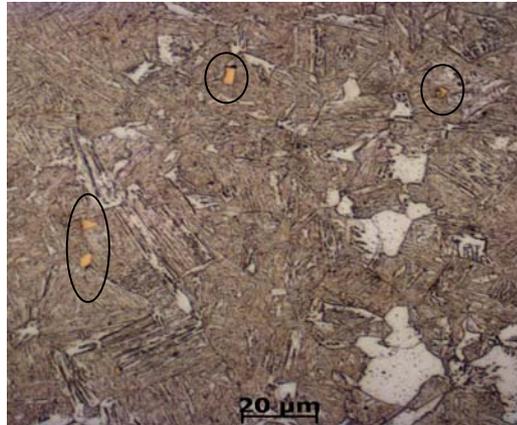


Figura 121 – Martensítica e bainítica transformadas na região das linhas de microsegregação após etapa de patamar de resfriamento de 700°C e resfriamento final em água. *Em laranja são precipitados não dissolvidos de elementos de liga (Nb, Ti) nucleados a partir de inclusões.*

Estes resultados são coincidentes com observações realizadas após o curvamento a quente, onde estas linhas de microsegregações, herdadas do trecho reto, geraram nas regiões próximas ao centro da espessura de parede do tubo níveis de microdureza mais elevados.

12.1.4. Propriedades Mecânicas

12.1.4.1. Propriedades Mecânicas em Tração

As propriedades mecânicas em tração exibidas pelo trecho reto (figura 38 e tabelas 06 e 15) estão de acordo com os valores mínimos estabelecidos pela API 5L [03], apresentado limite de escoamento de 604 ± 20 MPa, limite de resistência 679 ± 9 MPa e alongamento de $21 \pm 2\%$. Sendo o limite de escoamento 5% superior ao registrado para a chapa de aço API X80 apresentado por Bott e Vieira [16, 47], porém o limite de resistência foi 4% inferior, o que está de acordo com a diferença de microdureza média apresentada na seção 12.1.1 deste capítulo. As diferenças de limite de escoamento entre chapa e tubo foram avaliadas para dois aços API grau X80 [04], NbCrMo (Pcm = 0,18%) e NbCr (Pcm = 0,15%) os quais apresentaram aumento nos valores da razão entre limite de escoamento e limite de resistência

(LE/LR), quando da passagem do estado de chapa para tubo (UOE), revelando mudanças de propriedades mecânicas provocadas pela introdução de deformação a frio. Os efeitos do processo UOE também foram observados para o aço API X80 avaliado neste estudo (tabela 06).

Após curvamento a quente ocorreram alterações das propriedades de mecânicas em tração. No caso específico deste material os valores de limite de escoamento ficaram abaixo ou limítrofes ao valor mínimo estabelecido pela norma API 5L. Esta redução do limite de escoamento está associada a evolução microestrutural na curva.

12.1.4.2. Ensaio de Impacto Charpy

Quanto à tenacidade, verificou-se que a energia média absorvida em ensaios de impacto Charpy com entalhe tipo V a 0°C foi de 182 ± 33 J (tabela 15). Em comparação com a API 5L os níveis de energia do trecho reto são bem superiores aos valores mínimos (68 e 100 J) estabelecidos para corpos de prova transversais e longitudinais ao sentido de laminação, respectivamente.

Em função de um desvio padrão muito elevado após aplicação de revenimento a 610°C do trecho reto não foi possível definir com exatidão se ocorreu favorecimento a tenacidade, obtendo valor médio de energia absorvida a 0 °C de 196 ± 34 J. Após o revenimento do trecho reto a 640 ± 10 °C a tenacidade foi claramente beneficiada onde a energia média absorvida a 0°C foi de 219 ± 14 J. Embora a fração volumétrica de constituinte AM no trecho reto revenido não tenha sido medida, uma explicação para a elevação da tenacidade pode residir na decomposição de parte da fração volumétrica de constituinte AM em agregados de ferrita e carbonetos [59], o que também provocará redução nos níveis de dureza [12]. Segundo Wang, J. P. et al [26] e Bonnevie et al [72] para um percentual de silício de 0,21%, conforme o aço deste estudo, ocorre o retardamento do crescimento da cementita e favorecimento da estabilização da austenita e formação do constituinte AM. Esta estabilização indireta da austenita promovida pelo silício também é válida durante a aplicação de tratamentos térmicos de revenido, onde o AM tende a se decompor em ferrita e cementita. Assim sendo, existe a possibilidade de que a quantidade de AM decomposto no revenido a 600°C do trecho reto tenha sido menor. No entanto este fato

necessita de ensaios complementares para ser comprovado. Observa-se, que a austenita residual em aços ligados se conserva até 600°C de acordo com Novikov, Ilia [40].

Em comparação com os resultados de tenacidade obtidos para o trecho curvado, a menor tenacidade do trecho reto (como recebido) se deve, provavelmente, a presença de grãos de ferrita poligonal com granulometria mais grosseira e grãos endurecidos por discordâncias, o que provoca a redução da tenacidade do material submetido a laminação de acabamento no campo bifásico, segundo resultados obtidos por Hwang, Byoungchul [50, 73]. Embora a distribuição de microdurezas dos grãos ferríticos já indique a existência de um fator de endurecimento adicional, isto ainda precisa ser comprovado por microscopia eletrônica de transmissão.

Outro fator que explica a diferença de tenacidade entre o trecho reto e o curvado é a presença das delaminações observadas em 100% dos corpos de prova Charpy do trecho reto, devido a textura de laminação. A caracterização metalográfica das delaminações para um corpo de prova Charpy do trecho reto com energia absorvida de 136 J (0°C) revelou que nas regiões laterais das delaminações, figura 39, existe a presença de microconstituintes de elevada dureza, como a bainita granular e o constituinte AM (figura 40). De acordo com relatos de Lambert et al [15], Rebello et al [58], Davis et al [59] Ikawa et al [60] e Shin et al [74] estes microconstituintes de elevada dureza são locais de iniciação / nucleação de trincas. Estes resultados estão em acordo com Silva, Maurício Carvalho [51] que observou em corpos de prova transversais a laminação (ensaiados a 0°C), de aço API X80 obtido em laminação controlada com parâmetros similares aos aplicados no API X80 deste estudo, a presença de delaminações paralelas que conduziam a uma média de energia Charpy de 150 J.

A presença de delaminações na superfície de fratura dos corpos de prova Charpy foi observada para os ensaios a 0°C, a -40°C e -80°C indicando que a presença de delaminações não depende da temperatura de ensaio Charpy. No metal de solda da junta soldada longitudinal não foram observadas delaminações. Os corpos de prova Charpy transversais e longitudinais do trecho reto [44] apresentaram delaminações. Estes resultados indicam que a presença das delaminações está associada com a textura [51].

Após o curvamento a quente observa-se a eliminação da microestrutura bandeada (textura de laminação), figuras 66 e 69, levando a eliminar a presença das delaminações. Isto permitiu que o valor de tenacidade ao impacto obtido após curvamento a 500Hz ($280 \pm 21\text{J}$)*, fosse 54% maior do que o valor médio a 0°C obtido para o trecho reto ($182 \pm 33\text{J}$), de acordo com a tabela 23 e figura 91.

* Valor médio das energias absorvidas por intradorso, extradorso e linha neutra.

12.2. Temperabilidade do trecho curvado

12.2.1. Carbono Equivalente

Durante a obtenção da curva, a temperabilidade do aço é um parâmetro importante para a obtenção de propriedades mecânicas mais elevadas, devido aos ciclos de aquecimento com austenitização e resfriamento aos quais serão submetidos os tubos, o que provoca uma completa alteração microestrutural em comparação com a inicialmente exibida pelo trecho reto (figuras 30 e 31).

Para o tubo deste estudo ($P_{cm} = 0,17\%$) comparado a um tubo similar de $P_{cm} = 0,18\%$ [44], as propriedades mecânicas em tração obtidas para o trecho reto de ambos os tubos (oriundos de chapas submetidas aos mesmos parâmetros de laminação controlada e processo UOE), observa-se que existe um aumento percentual para as propriedades mecânicas de 7,8 % para o limite de escoamento e 6,9 % para o limite de resistência para o tubo de maior carbono equivalente (tabela 24).

Após curvamento a quente com os mesmos parâmetros para a obtenção do raio de curvatura crítico (5D) a diferença entre as propriedades mecânicas dos dois tubos API 5L, de diferentes valores de carbono equivalente, foi de 13,7% para o limite de escoamento e 4,7% para o limite de resistência para o ao tubo API X80 de maior carbono equivalente P_{cm} , de acordo com os dados da tabela 24.

Tabela 24 – Evolução das propriedades mecânicas em função do carbono equivalente dos tubos API X80 antes e após operação de curvamento a quente a 2500 Hz.

	Pcm = 0,18% trecho reto [44]	Pcm = 0,17% Trecho Reto	$\Delta(\%)$	Pcm = 0,18% Trecho Curvado [44]	Pcm = 0,17% Trecho Curvado	$\Delta(\%)$
LE (MPa)	651 ± 12	604 ± 20	7,8%	540 ± 07	475 ± 12	13,7%
LR (MPa)	726 ± 05	679 ± 09	6,9%	697 ± 01	666 ± 10	4,7%

Dados originalmente expostos na tabela 22.

Os dados exibidos na tabela 24 mostram que as diferenças entre os valores de propriedades mecânicas (LE, LR) para os tubos de diferentes valores de carbono equivalente são similares para os trechos retos, no entanto após curvamento esta diferença cresce, principalmente para o limite de escoamento. Assim, as diferenças de temperabilidade que ocorrem em função de pequena variação na composição química, influenciam nas propriedades mecânicas finais do produto curvado.

12.2.2. Homogeneidade da austenita

Outro fator presente no trecho reto (figura 47 e 48) que pode influenciar na temperabilidade da curva durante os ciclos térmicos do curvamento a quente é a presença de inclusões e precipitados grosseiros de alta estabilidade (carbonetos, nitretos ou carbonitretos) e, portanto, de difícil dissolução durante a austenitização do trecho reto abaixo da bobina de indução, afetando diretamente a temperabilidade local durante o curvamento. As inclusões favorecerem a nucleação [12] de fases de elevadas temperaturas de transformação, como a ferrita proeutetóide, porém segundo Thewlis [52], podem nuclear também microconstituintes de baixas temperaturas de transformação. Para o trecho reto foi encontrada uma fração volumétrica de inclusões não metálicas igual a $1,04 \pm 0,6\%$.

As microscopias eletrônicas de varredura e de transmissão realizadas no trecho reto (figura 36) e em trechos da curva 2500 Hz revelaram a existência de precipitados do tipo I e II (figura 70 e 71). Os precipitados do tipo I também podem ser identificados através de sua morfologia cubóide [23] como sendo TiN oriundo da etapa de reaquecimento das placas.

A dispersão fina de alumina e precipitados do tipo TiN ao servir de obstáculos para o crescimento dos grãos austeníticos também alterará a temperabilidade por refino de grão. A figura 122 exemplifica os efeitos de partículas localizadas nos contornos de grão, ancorando-os e formando degraus.

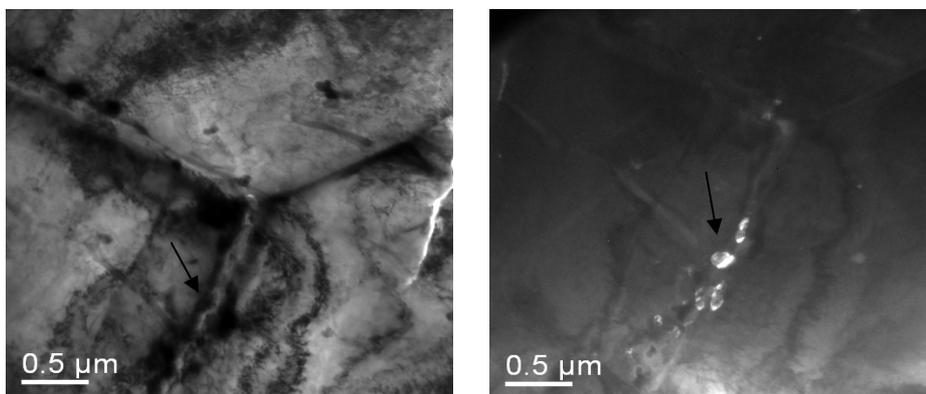


Figura 122 – Intradorso (2500 Hz). Observação de precipitação em contornos de grão da austenita prévia por contraste de difração em campo claro e campo escuro centrado. Há a presença de partículas de morfologia irregular nos contornos de grão e degraus devido ao ancoramento. Microscopia eletrônica de transmissão.

De acordo com Park et al [30] carbonitretos de Nb(C,N) são dissolvidos após tratamento térmico a 1250°C por 600s (10 min), porém carbeto de TiN, $Ti_4C_2S_2$ e TiC resistem a dissolução mesmo após solubilização de entre 1090 a 1300°C durante 30 minutos [31] sendo improvável que os ciclos térmicos aplicados durante os tratamentos térmicos em laboratório (1000°C por 30 min) ou durante o curvamento a quente (1050°C durante 2 minutos [07, 10]) tenham formado solução sólida completamente homogênea na austenita e, portanto não podem contribuir para as transformações microestruturais.

As inclusões afetam as propriedades de tração e energia absorvida Charpy, pois ajudam a nuclear alvéolos [14, 15], característica morfológica da fratura dúctil, conforme observado na análise fractográfica dos corpos de prova de Charpy e tração (figura 49).

12.2.3. Tamanho de grão da austenita

O tamanho de grão austenítico obtido durante o processo de austenitização do tubo abaixo da bobina de indução também é um parâmetro importante para o controle das propriedades mecânicas finais do produto curvado, pois afeta diretamente a capacidade de endurecimento do trecho curvado, o qual é resfriado em água a partir da superfície externa. Porém, seu grau de endurecimento (dureza) dependerá diretamente das taxas de resfriamento aplicadas ao longo da espessura de parede na curva.

O meio resfriador remove o calor diretamente da superfície provocando um gradiente de temperatura do interior para a superfície das peças. Como resultado o endurecimento não é uniforme na seção da peça. A espessura de parede das peças tratadas termicamente promove efeito significativo na microestrutura final e por consequência na temperabilidade, pois afeta diretamente a velocidade de resfriamento que assume valores diferentes da superfície para o centro da espessura.

Os tratamentos térmicos laboratoriais de resfriamento contínuo conduzidos em amostras do trecho reto austenitizadas, entre 1000°C e 900°C, obtiveram tamanhos de grão austeníticos diferentes (tabela 17) a partir de resfriamento em água. Os resultados revelaram, que as diferenças na granulação da austenita conduziram as médias de microdureza decrescentes em função da redução do tamanho médio de grão da austenita prévia. Mantendo a taxa de resfriamento constante (resfriamento em água) foi observado que uma queda de 60 % no tamanho médio de grão austenítico gerou uma queda de 6% nos níveis de microdureza média obtida. As reduções nos níveis de microdureza refletiram diretamente sobre os valores de limite de resistência, que sofreram redução de 8% quando o tamanho de grão de austenita prévia mudou da faixa de 18 a 12 μm para a faixa de 8 a 6 μm .

A profundidade de endurecimento foi obtida em função da comparação com a média de microdureza apresentada pelo trecho reto (226 HV) em sobreposição aos perfis de microdureza ao longo da espessura de parede das amostras de aço API X80 tratadas termicamente em têmpera a partir de

austenitização em diferentes temperaturas (figura 45). Os resultados mostraram que a espessura de camada endurecida obteve acréscimo de 4 mm, passando de 2 para 6 mm, com a evolução do tamanho médio de grão austenítico de 6 para 15 μm , e o aumento da profundidade endurecida elevou o limite de resistência médio em 8,0% para o aço API X80 austenitizado homogeneamente ao longo de sua espessura de parede e submetido a resfriamento em água de ambas as superfícies. Vale ressaltar que a realização do revenimento (500°C) posterior a têmpera pode ter influenciado as diferenças percentuais citadas.

Os dois curvamentos (500 Hz e 2500 Hz) foram realizados no mesmo tubo e, portanto a composição química é constante, as temperaturas as quais foram submetidas as superfícies externas durante os curvamentos ficaram na faixa entre 1055 e 1005°C. A profundidade de camada endurecida, para ambos os curvamentos (2500 Hz e 500 Hz) foi de aproximadamente 8 mm de acordo com a figura 82.

12.3. Tratamentos térmicos I

12.3.1. Efeitos das taxas de resfriamento

Os efeitos dos tratamentos térmicos de resfriamento contínuo, com variação de temperatura de austenitização e taxas de resfriamento (meio resfriador) sobre a evolução microestrutural e propriedades mecânicas do aço API X80 de baixo carbono equivalente ($P_{cm} = 0,17\%$), auxiliaram na determinação dos melhores parâmetros de resfriamento para curva e sua caracterização microestrutural. Assim, amostras do trecho reto foram austenitizadas entre 1000°C a 900°C e resfriadas em água, óleo, ar forçado e ar calmo, visando determinar as respostas microestruturais à aplicação de ciclos de aquecimento e resfriamento variados.

A análise dos dados exibidos na tabela 18 mostra que a elevação da taxa de resfriamento tem influência direta sobre os valores médios de microdureza dos microconstituintes aumentando-os gradativamente, à medida que se eleva a severidade das trocas térmicas.

O efeito do tamanho de grão sobre a temperabilidade também se reflete na evolução microestrutural observada (tabela 18) e na distribuição de microdureza para as diferentes temperaturas de austenitização mantendo fixo o meio de resfriamento.

Quanto mais rápido o resfriamento, maiores se tornam as diferenças de microdureza em função da temperabilidade devido ao tamanho de grão austenítico. Estes resultados são importantes para a compreensão da evolução microestrutural da curva, pois após a passagem pela bobina de indução a superfície externa da espessura de parede do tubo é submetida a resfriamento rápido (água) e a superfície interna é resfriada ao ar calmo.

A partir do estado austenítico a aplicação de diferentes taxas de resfriamento determinará a microestrutura final e dureza do material. Os tratamentos térmicos com transformações em resfriamento contínuo, austenitização a 1000°C (TG austenítico de $15 \pm 3 \mu\text{m}$) e resfriamento final conduzido em ar calmo e em água, exemplificam os efeitos da variação das taxas de resfriamento sobre a microestrutura e dureza do aço API X80 deste estudo. Ao conduzir o resfriamento final ao ar, reduzindo assim as taxas de resfriamento, observou-se um decréscimo nas médias de microdureza (figura 60a) que refletiram nos limites de resistência (redução de 23% dos valores médios), de acordo com a figura 65.

Nos tratamentos térmicos realizados em chapas por Bott e Vieira [16, 47] a média de microdureza foi crescente, passando de 177 ± 8 para 302 ± 15 HV (0,1 kg) ao austenitizar a 900°C e elevar a taxa de resfriamento do aço API X80 NbCrMoV de 1,5 (ar calmo) para 115°C/s (água). Para o API X80, deste estudo, amostras de dimensões similares foram austenitizadas na mesma temperatura e resfriadas nos mesmos meios resfriadores obtendo microdureza de 182 ± 12 e 246 ± 13 HV (0,05 kg), para resfriamento em ar calmo e água, respectivamente. Isto indica que as taxas de resfriamento (para a água), neste caso, foram provavelmente mais reduzidas que as aplicadas por Bott e Vieira [16, 47].

Tamanhos de grãos austeníticos na ordem de 15 μm em média, resultantes do aquecimento em forno a 1000°C seguido de resfriamento ao ar calmo, favoreceram a observação de alguns grãos contendo ferrita bainítica (figura 55a), estando diretamente relacionado com o retardamento das reações

de altas temperaturas em função do tamanho de grão austenítico e solubilização de elementos de liga na austenítica [46].

Foi observado nos resultados obtidos para propriedades mecânicas em tração do trecho reto API X80, após tratamento térmico de têmpera (com austenitização entre 1000 e 900°C e resfriamento em água) seguido de revenimento a 500°C, a elevação dos valores de limites de escoamento em função de uma maior obtenção de fração volumétrica de grãos contendo em seu interior feixes de ferrita bainítica. Devido a presença de microconstituintes de baixa temperatura de transformação, tabela 18, a têmpera com austenitização a 1000°C obteve um acréscimo de 7,4% e 8,8% (figura 65) nos valores médios de limites de escoamento e resistência, respectivamente, se comparados com os resultados de propriedades mecânicas de tração obtidos para o mesmo material austenitizado a 900°C e resfriado em água.

O constituinte AM foi observado em todas as amostras submetidas a tratamentos térmicos de resfriamento contínuo. Sua fração volumétrica é muito sensível as taxas finais de resfriamento aplicadas [71] e apresenta um certo deslocamento, ainda indefinido, em função das diferenças de temperabilidade promovidas por diferenças de tamanho de grão austenítico. Através da figura 57 observa-se que altas taxas de resfriamento favorecem a obtenção de baixas frações volumétricas de constituinte AM, que aumenta progressivamente, para taxas mais baixas, devendo existir uma taxa de resfriamento ótima, em função do tamanho de grão austenítico, onde esta fração volumétrica será máxima antes dos efeitos associados a decomposição do constituinte em agregados de ferrita e carbonetos.

A avaliação da microestrutura obtida nos tratamentos térmicos de resfriamento contínuo do aço grau X80 pesquisado por González, Landgraf et al [17], revelou para o intervalo de taxas de resfriamento entre 0,5 a 20°C/s, morfologia microestrutural bastante similar a observada nas partes interna e central da curva 2500 Hz, onde a partir do estado austenítico procedeu-se o resfriamento em ar calmo. Outros dados relevantes são a rápida taxa de aquecimento aplicada de 20°C/s (a qual permite atingir a temperatura de patamar de 900°C em aproximadamente 44 segundos) e o curto período de permanência de 2 minutos, muito similar ao tempo de exposição ao ciclo térmico do tubo que passa pela bobina de indução. É como se fosse um teste de

aquecimento de indução (sem deformar) com uma potência menor de curvamento que a aplicada para obter temperaturas próximas de 1050°C, ou ainda mantida a potência visualizaríamos as partes internas da espessura de parede do tubo na curva, onde as temperaturas de austenização são aparentemente menores e o resfriamento ocorre ao ar calmo. Acredita-se que as taxas de resfriamento aplicadas [17] possam ser inferidas como referencial para as taxas de resfriamento das regiões centro-internas da espessura de parede na curva (figura 123, 07, 76c).

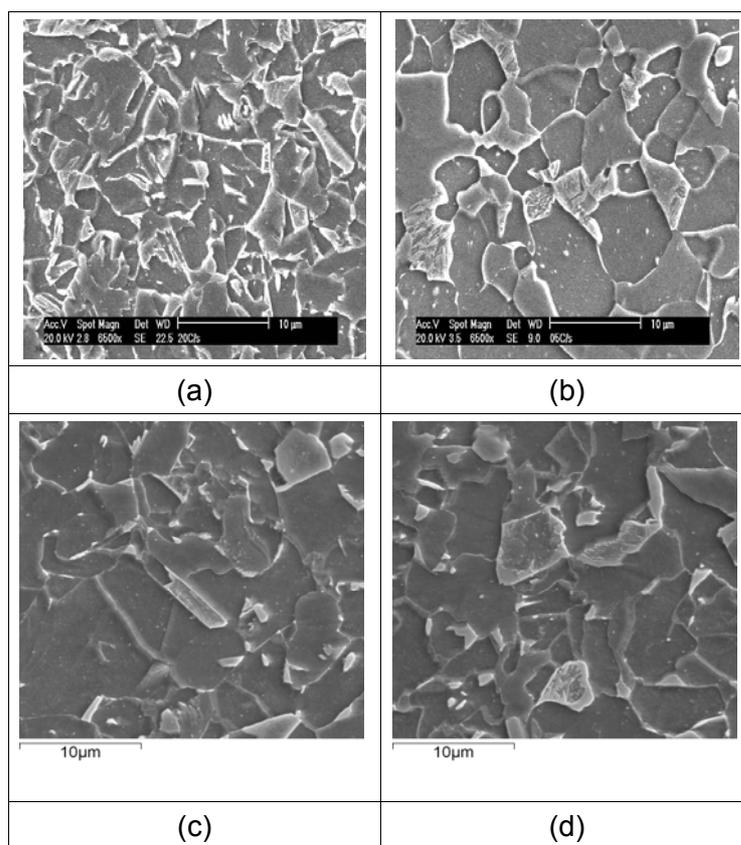


Figura 123 – Caracterização microestrutural da decomposição austenítica para diferentes velocidades de resfriamento em MEV observadas por González, Landgraf, Goldenstein e Gorni [17] em comparação com as regiões centro-internas da espessura de parede na curva 2500 Hz. Microscopia eletrônica de varredura. (a) 20°C/s (tamanho de grão de 3,9 µm e 254 HV) [17], (b) 0,5°C/s (tamanho de grão de 5,6 µm e 198 HV) [17], (c) Região central da espessura do intradorso 2500 Hz (213 ± 8 HV(0,5kg)) e (d) Região interna da espessura do intradorso 2500 Hz (201 ± 10 HV(0,5kg)).

Em comparação com as propriedades mecânicas obtidas pelo trecho reto do tubo API X80 de carbono equivalente $P_{cm} = 0,17\%$, observa-se que após austenitização a 1000°C (TG 15 µm) e têmpera em água (sem revenimento posterior) é possível a obtenção de propriedades mecânicas excelentes (tabela 19), com limites de escoamento e resistência 12% superiores e elevada

tenacidade a baixas temperaturas. Estes resultados laboratoriais, confirmando os relatos de Batista [07, 44, 06], evidenciam a necessidade de aplicação de resfriamento em água, para aços de baixo carbono equivalente, em ambas as superfícies do tubo (externo e interno da espessura) após passagem pela bobina de indução promovendo assim a elevação das taxas de resfriamento e homogeneizando a microestrutura de parede do tubo na região da curva.

Estes resultados crescem em grau de importância à medida da evolução do processo de laminação controlada nacional houver a inserção de técnicas de resfriamento acelerado para a obtenção de chapas API grau X80 através microestruturas compatíveis em oposição a elevação da temperabilidade por adições de maiores teores de alguns elementos de liga. Isto provavelmente conduzirá a fabricação de tubos com carbono equivalente mais baixo, os quais exigiriam uma técnica de resfriamento rápido, em ambas as superfícies do tubo, no curvamento a quente, para a manutenção do grau API.

12.3.2. Tratamentos térmicos II

Estes tratamentos partiram de austenitização de amostras do trecho reto do tubo API X80 a 1000°C durante 30 minutos seguida de etapa de resfriamento inicial conduzido em isotermas de interesse, visando determinar as temperaturas de início de reação e caracterizar morfologicamente os microconstituintes formados nestas transformações isotérmicas. A composição química do tubo API X80 de $P_{cm} = 0,17\%$ foi aplicada a equações empíricas [54, 45, 35] para estimar as temperaturas nas quais ocorrem as transformações de fase associadas a obtenção da bainita superior (Bs), bainita inferior (Bi), início da reação martensítica (Ms) e aplicação de uma isoterma próxima a Ar_1 para favorecer a observação da perlita massiva (700°C).

As morfologias das microestruturas, encontradas por Xiao et al [05], revelam diferenças significativas dos resultados obtidos para as transformações em condições isotérmicas para um aço API X80 processado em temperaturas similares, evidenciando que as transformações (obtidas neste estudo) foram nas etapas iniciais do ciclo de resfriamento parcialmente de resfriamento contínuo (da temperatura de austenitização até atingir as isotermas) e parcialmente isotérmicas (durante a aplicação do patamar com intervalo de tempo de 15

minutos), proporcionando microestruturas resultantes do processo difusional do carbono a partir da ferrita proeutetóide transformada, durante a passagem pelo campo bifásico. A austenita remanescente, enriquecida em carbono, se transformou parcialmente na isoterma de interesse e o complemento da reação ocorreu em água (originando martensita da fração austenítica não transformada nas isotermas) ou em ar calmo, revelando a importância do processo difusional, das temperaturas finais de processamento e das taxas de resfriamento para a formação da microestrutura final.

12.3.2.1.

Variação das taxas de resfriamento a partir da isoterma de 700°C

Diferentemente das ilhas martensíticas obtidas após o resfriamento final em água, após a aplicação de patamar isotérmico a 700°C ao proceder o resfriamento final ao ar calmo ocorreu o favorecimento para a formação de ilhas de bainita granular (figura 50d,e,f), devido a formação da ferrita proeutetóide durante a passagem pelo campo bifásico a qual enriqueceu a austenita residual em carbono, favorecendo sua retenção a baixas taxas de resfriamento [45, 49, 52 e 70].

Em tratamentos térmicos, com transformações de fase em resfriamento contínuo, aplicados ao trecho reto do aço API X80 com 0,069% Nb, a formação da perlita massiva clássica não foi observada. Este resultado está em acordo com o relato de Zhang, Y. Q et al [70], que em seus estudos para aços ARBL contendo 0,07%C com (0,026%Nb) e sem nióbio observou que a adição do Nb desloca as reações de elevadas temperaturas para tempos mais longos, assim a transformação da perlita massiva (clássica) também não foi observada. A observação da presença de ilhas de agregados eutetóides de ferrita e cementita encontrados na matriz ferrítica do API X80 como recebido, tem explicação a partir da decomposição de partículas de constituintes AM, tendo sido caracterizados também no API X80 como recebido de 0,067%C estudado por González et al [17].

De acordo com as microestruturas resultantes (figura 51) somente realizando o resfriamento final, a partir de 700°C, a taxas de resfriamento bem lentas observa-se na microestrutura final a presença de ilhas de segunda fase muito similares a perlita massiva observada em alguns aços API X70 de

microestrutura ferrítica e perlítica. Aqui, o resfriamento dentro do forno proporcionou um tempo de patamar a 700°C maior do que os 15 min, pois a queda da temperatura ocorre de maneira muito lenta, assim os processos difusionais foram favorecidos.

12.3.2.2.

Temperatura de início da reação bainítica no aço API X80 (isotermas 623°C e 542°C)

A temperatura estimada para a isoterma associada a temperatura de início de transformação da bainita superior foi apenas 4% inferior (tabela 25) a temperatura Bs calculada para um aço bainítico de ultra baixo carbono citado por Bhadeshia [45]. Estes aços bainíticos são processados com taxas elevadas de resfriamento para obter a microestrutura bainítica. Elementos como Mn, Cr, Mo e B são formadores de bainita devido ao efeito que estes exercem sobre a curva TTT dos aços [54]. Os teores mais elevados de manganês, níquel e molibdênio reduziram a temperatura Bs do aço bainítico de ultrabaixo carbono em 26°C, mesmo este apresentando menor teor de carbono do que o API X80 analisado. Vale ressaltar que o efeito do boro, retardando as reações de elevadas temperaturas [45, 24] não são considerados no cálculo empírico para determinar a temperatura de início da transformação bainítica.

A tabela 25 compara os percentuais de elementos de liga observados no API X80 e no aço bainítico de ultra baixo carbono citado por Bhadeshia [45]. No caso do API X80, embora o carbono tenha maior peso na queda da temperatura da equação empírica para cálculo de Bs, observou-se que o manganês teve maior efeito seguido por molibdênio, carbono e cromo.

Tabela 25 – Composição química e temperatura Bs (formação da bainita superior)

Aços	% C	%Mn	%Ni	%Cr	%Mo	%B	%Nb	Bs (°C)* (Equação 18)
API X80 (tabela 04)	0,05	1,74	0,011	0,147	0,177	0,0001	0,069	635
Bainítico ultra baixo carbono [45]	0,02	2,00	0,30	0,000	0,30	0,010	0,05	609

* Para encontrar Bs = 635°C aplica-se a equação 18. O valor de Bs = 623°C é obtido em acordo com o procedimento exibido no item 3.2.6.2. (Material e Procedimento Experimental).

Park et al [21] em seus estudos sobre precipitação de Nb(C,N) em aço baixo carbono microligado ao Nb (0,02%C, 1,21% Mn, 0,08%Nb) cita que a região de formação da bainita deste aço se encontra na faixa de temperaturas entre 580°C a 660°C, obtendo 98% de ferrita bainítica transformada na isoterma de 630°C . Estes resultados indicam que a temperatura estimada para Bs, do aço deste estudo, é coerente com experimentos já realizados em aços ARBL.

O aço API X80, deste estudo, não possui adição de boro e apresenta em sua composição química 0,2% Mo, associado a um baixo carbono equivalente. Porém, nióbio [46] e molibdênio em conjunto com o manganês [55] em solução sólida na austenita também retardam a transformação da austenita para ferrita, podendo assim favorecer a reação bainítica. Segundo Cao et al [75] o aumento da quantidade de Nb em solução sólida na austenita retarda o início da reação ferrítica. Acredita-se que fatores adicionais a composição química (tais como a deformação) também favorecem o resultado microestrutural final obtido para as espessuras mais externas de parede do tubo no trecho da curva.

Após resfriamento contínuo entre 1000°C e 623°C, onde foi mantido em condições isotérmicas a 623°C durante 15 min e submetido a resfriamento final em água foi observada a presença de feixes de ferrita bainítica com a morfologia clássica (lenticular) coexistindo com martensita (figura 52 e 53c), formando ilhas de alta dureza em matriz ferrítica de baixa dureza. Provavelmente a difusão do carbono para a austenita não transformada no campo bifásico reduziu a temperatura Bs para valores abaixo de 623°C.

Para a isoterma de 542°C buscou-se favorecer a formação da bainita inferior, cuja morfologia apresenta precipitação entre as ripas e no interior das ripas que compõem o feixe bainítico. A microestrutura resultante apresentou feixes de ferrita bainítica (figura 53f) com a morfologia clássica (lenticular) onde pode ser observada a precipitação interna que caracteriza a bainita inferior. Bhadeshia [45] cita que o aumento do teor de carbono torna a formação da bainita inferior mais fácil. Supõem-se, que a diferença entre a temperatura de austenitização (1000°C) e a temperatura de patamar isotérmico (542°C) promoveu um tempo maior para o carbono se difundir, enriquecendo mais a austenita não transformada e favorecendo a obtenção de precipitação interna.

12.3.2.3.

Temperatura de início da reação martensítica no aço API X80 (isoterma Ms = 462°C)

Após a aplicação do patamar de resfriamento isotérmico a 462°C o resfriamento final até a temperatura ambiente foi conduzido em água e ar calmo. Após o resfriamento em água, a caracterização microestrutural revelou uma matriz ferrítica contendo ilhas onde se observava feixes de bainita inferior e martensita, com distribuição de tamanho mais homogênea e refinada (figura 53i), em comparação com as temperaturas mais elevadas. Após a passagem pelo campo bifásico, onde a ferrita proeutetóide foi formada, a queda de temperatura durante o resfriamento contínuo até atingir Ms necessariamente passou por Bs e Bi, o que explica a presença de ripas bainíticas. É interessante observar que a morfologia da matriz contendo as ilhas bainíticas / martensíticas formadas após patamar de resfriamento na isoterma Ms (figura 53g,h,i) é similar a uma matriz ferrítica com blocos de constituinte AM (decompostos parcialmente em feixes bainíticos, ferrita e martensita).

Zhao et al [49] austenizou um aço de baixo carbono Mo-Nb-Cu-B (0,08%C, 1,5%Mn, 0,045%Nb, 0,25%Mo e 0,0015%B) a 1000°C e ao conduzir o resfriamento inicial na temperatura de 480°C obteve ferrita bainítica. Em comparação aos resultados obtidos por Zhao et al [49] e em função do menor percentual de carbono e a ausência do boro, do aço estudado, a temperatura de início da transformação bainítica foi mais elevada. Cabendo ressaltar que na região da curva as transformações de fase são influenciadas também pela deformação plástica.

Utilizando equações empíricas [54, 35] e a composição química do aço em estudo foi possível obter feixes de ferrita bainítica para uma ampla faixa de temperatura de transformação (623 – 462°C), o que está em acordo com a literatura [21, 49].

Alterando o meio resfriador para ar calmo, reduziu-se a taxa de resfriamento a partir do patamar isotérmico Ms. A microestrutura resultante foi caracterizada por apresentar matriz ferrítica com dispersão de partículas de constituinte AM, ilhas de agregados eutetóides de ferrita e cementita (figura 54). Não ocorre a reação martensítica durante os 15 minutos de espera isotérmica.

12.4. O trecho curvado

Através da tabela 22 observa-se que os resultados obtidos por Batista et al [07, 06] com parâmetro de frequência de 2500 Hz para o tubo API 5L X80 de 20" de diâmetro e com Pcm igual a 0,18% foram idênticos aos observados para o tubo API X80 de Pcm igual a 0,17% curvado com parâmetro de frequência de 500 Hz, sendo possível obter limite de resistência superior àquele apresentado pelo trecho reto, acompanhado por reduções menos intensas de limite de escoamento quando comparado ao trecho reto (do tubo de Pcm = 0,17%). O curvamento com frequência de 500 Hz superou as propriedades mecânicas obtidas para o mesmo tubo curvado com frequência de 2500 Hz.

12.4.1. Mudanças dimensionais no sentido da espessura

Com relação as mudanças dimensionais no sentido da espessura observa-se para o curvamento a quente com frequência de 500 Hz que as deformações foram superiores as obtidas na curva 2500 Hz na região do extradorso, que devido aos esforços trativos apresentou afinamento no sentido da espessura (tabela 20). Estabelecido como critério as diferenças entre as espessuras de parede do tubo, antes e após o curvamento, as zonas de transição para a curva 500 Hz revelam ciclos de deformações menos intensos se comparados com aqueles que atuaram nos respectivos trechos curvados (intradorso e extradorso). As posições de linha neutra, devido a necessidade de manter a integridade da junta soldada longitudinal, aparentemente ficaram mais conservadas quando comparadas com a espessura inicial do tubo no trecho reto (tabela 20).

12.4.2.

Efeito do curvamento na junta soldada longitudinal

Para a junta soldada foi observada microdureza variando entre 215 a 255 HV. Somente os valores de microdureza obtidos para o metal de solda no primeiro passe (da junta soldada presente no trecho reto) ficaram acima da faixa observada (figura 97).

O ciclo térmico de curvamento a quente decompôs a microestrutura da região de grãos grosseiros presente na ZTA da região curvada e da zona de transição, acarretando um processo de amaciamento. Porém, foi observado por Bott et al [04] que a distribuição de durezas de juntas soldadas por arco submerso de tubos de aços API grau X80 dos sistemas NbCrMo e NbCr apresentam amaciamento na ZTA em função do ciclo térmico de soldagem; indicando que o amaciamento encontrado pode ter sido originado durante a soldagem. No metal de base os constituintes AM apresentam-se decompostos em agregados de ferrita e carbonetos (figura 94a). Os aspectos microestruturais do metal de solda e da ZTA da junta soldada longitudinal no trecho reto (figura 94) serviram de padrão de comparação.

Os efeitos do curvamento a quente aparentemente não alteraram a distribuição de microdurezas no metal de solda (da junta soldada no trecho curvado) em comparação com o metal de solda presente na junta soldada do trecho reto (figura 94). Vale ressaltar que as regiões externa da curva e da zona de transição no metal de solda também se beneficiam dos efeitos do resfriamento em água após passagem pela bobina de indução em posição de linha neutra, pois taxas mais elevadas de resfriamento aumentam os níveis de dureza para este material.

O ciclo térmico de curvamento a quente além de decompor a microestrutura da região de grãos grosseiros observada na ZTA da junta soldada presente na região curvada e zona de transição gerou um efeito de decomposição microestrutural do metal de solda no primeiro passe, apresentando microestrutura bem menos acicular do que aquela observada no metal de solda presente no primeiro passe da junta soldada no trecho reto (figura 93). No metal de base foram observados agregados de ferrita e carbonetos possivelmente fruto da decomposição do constituinte AM em função dos ciclos

térmicos ao qual a região foi submetida (figura 93).

De acordo com a tabela 21 e as figuras 88 e 90, os efeitos do ciclo térmico de curvamento a quente sobre as regiões de junta soldada aparentemente não influenciaram de maneira significativa a distribuição de valores de limites de resistência da junta soldada longitudinal na curva (695 ± 8 MPa) e zona de transição (701 ± 17 MPa) em comparação com a junta soldada longitudinal presente no trecho reto (697 ± 5 MPa). Nenhum processo de fragilização foi observado, pois todos os corpos de prova romperam no metal de base.

Com relação a tenacidade na junta soldada longitudinal dos diferentes trechos do tubo curvado a 500 Hz observou-se para o metal de solda uma energia absorvida média de 111 ± 06 J. Para as zonas termicamente afetadas a média geral observada foi de 186 ± 35 J, sendo a menor média registrada na ZTA da junta soldada do trecho reto (143 ± 17 J). Estes resultados (tabela 23 e figura 91) mostram que há um aumento da tenacidade da junta soldada, após a passagem pela bobina de indução, provavelmente pelo refinamento de tamanho de grão da região de grãos grosseiros. Estes resultados estão de acordo com os resultados obtidos por Bott et al [04] onde as alterações microestruturais resultaram em uma ZTA com média de dureza menor que o metal de solda, reduzindo a temperatura de transição e aumentando a tenacidade.

É válido observar que o material da junta soldada longitudinal poderá sofrer alguma perda na tenacidade quando for submetido a ciclos térmicos de revenimento posterior ao curvamento a quente tal como foi observado para as juntas soldadas do trecho reto revenidas a 600 e 650°C após curvamento a quente 2500 Hz, possivelmente devido a precipitação grosseira em contornos de grãos [23],

12.4.3.

Caracterização microestrutural da região externa da espessura de parede na curva

As figuras 72 a 75 mostram a parte externa da curva, tanto para o curvamento a 2500 quanto a 500 Hz. Nesta região observa-se uma matriz mista composta por grãos ferríticos (de morfologia poligonal, quase poligonal e acicular, associados a elevadas densidades de discordâncias) e grãos ferríticos de contornos de baixo ângulo observados na ferrita bainítica com segunda fase alinhada (em geral cementita e constituinte AM de morfologia alongada) e grãos de martensita de baixo carbono.

Em função das taxas de resfriamento aplicadas na superfície externa de parede na curva, buscou-se uma análise mais detalhada da estrutura bainítica devido aos efeitos benéficos observados sobre as propriedades mecânicas do aço API X80 de $P_{cm} = 0,17\%$, elevando o limite de escoamento e proporcionando valores elevados de resistência e tenacidade [49].

Através da figura 72 verificou-se que o alinhamento das ripas bainíticas depende aparentemente da temperabilidade local do grão e não somente das taxas de resfriamento finais, embora a probabilidade de formação de grãos com orientação mais randômica ser maior para a aplicação de taxas de resfriamento menores [25].

De acordo com a curva CCT (figura 28) de um aço APIX80 [54], a aplicação de taxas de resfriamento entre 3 a 10°C/s promove a formação de ferrita bainítica. Neste trabalho, uma estimativa da taxa de resfriamento da superfície externa do tubo (figura 17) após a passagem pela bobina de indução para o curvamento a 500 Hz foi de $4,5^{\circ}\text{C/s}$. Isto, está em acordo com o previsto pela curva CCT e microestrutura observada (figura 72).

Com relação a mistura de microconstituintes de altas e baixas temperaturas de transformação observados na espessura externa da curva, submetida a resfriamento em água, devem ser observados dois aspectos citados por Bhadeshia et al [45]:

- aços de baixa liga e baixo carbono tendem a formar uma mistura de ferrita alotriomorfa e bainita, sendo necessário adições de 0,002% de boro em solução sólida e 0,5% de molibdênio para retardar a reação ferrítica e favorecer a reação bainítica, respectivamente.
- Devido as proximidades das reações bainíticas e martensíticas é muito difícil obter um produto final em que os dois microconstituintes não estejam presente. Porém, o boro também tem efeitos positivos na obtenção de microestruturas predominantemente bainíticas.

A ferrita bainítica obtida por Zhao et al [49] (figura 08) apresentava morfologia muito similar a da encontrada no API X80 submetido a tratamento térmico de resfriamento contínuo com austenitização a 1000°C e resfriamento em água, que por sua vez é similar a microestrutura encontrada na parte externa da espessura de parede na curva na região do intradorso 2500 Hz (figura 72).

Para o caso do curvamento a quente outro aspecto importante para a reação ferrítica é a nucleação da ferrita induzida por deformação. Um dos efeitos da deformação a quente, segundo H. J. Jun et al [24], Shanmugam et al [25] e Wang, J. P. et al [26], é a aceleração das transformações de alta temperatura (ferrita poligonal, quase poligonal e acicular) devido a presença de mais núcleos para iniciar a reação. Isto foi observado na parte externa (espessura de parede) da curva na região do extradorso, submetido a esforços trativos e na região do intradorso submetido a esforços compressivos. A aplicação de esforços trativos e a conseqüente deformação associada revelaram efeitos claros sobre a evolução microestrutural das camadas mais externas da espessura de parede do extradorso 2500 Hz, onde o refinamento do tamanho de grão austenítico foi observado (figura 77), em comparação com o intradorso da curva 2500 Hz. O refino do tamanho de grão austenítico e a nucleação da ferrita induzida por deformação geraram uma diferença de 18% entre os valores médios obtidos para a fração volumétrica de ferrita primária no extradorso 2500 Hz (na parte externa da espessura), o que influenciou diretamente na fração volumétrica de ferrita com segunda fase alinhada (ferrita bainítica) naquelas regiões. No curvamento com freqüência de 500 Hz, aparentemente os efeitos dos ciclos térmicos mais intensos compensaram de alguma maneira estas diferenças de aplicação de tensão, não sendo observadas diferenças significativas nos valores de fração volumétrica de ferrita primária nas camadas mais externas da

espessura de parede das regiões do extradorso e do intradorso 500 Hz (figuras 73b,c).

Na operação de curvamento a quente os esforços termomecânicos para dobramento do tubo ocorrem no campo austenítico (1050°C, na superfície externa próxima a bobina de indução). É possível que a reação bainítica que ocorre na seqüência do resfriamento, após a formação da ferrita induzida por deformação, possa ser beneficiada pela difusão do carbono para os grãos de austenita não transformada, mesmo a taxas aceleradas de resfriamento, devido a deformação aplicada a elevadas temperaturas, tal como citado por Du Lin-Xiu et al [27] e Shanmugam et al [25] que consideram que a deformação refina os pacotes bainíticos e reduz o número de ripas presente no feixe bainítico.

Em espessuras mais próximas a frente de resfriamento onde a ação do resfriamento é mais intensa, também foi possível observar alguns grãos de martensita de baixo carbono (figura 74b). A observação por microscopia eletrônica de transmissão mostra a subestrutura com alta densidade de discordâncias. Os subcontornos e contornos de baixo ângulo observados na figura 74b, são similares a grãos deformados a frio caracterizados por Belyakov et al [76].

A caracterização, por microscopia eletrônica de transmissão, dos microconstituintes martensita de baixo carbono e bainita superior (figura 74) obtidos para a parte externa da espessura de parede na curva de aço API X80 foram morfológicamente muito idênticas aos resultados apresentados por H. J. Jun et al [24] (figura 06) ao austenitizar a 1000°C e submeter a têmpera aços ARBL baixo carbono, alto manganês, microligados ao Ti e Nb, confirmando a presença da bainita superior.

A presença de elevada densidade de discordâncias em grãos ferríticos, observados na parte externa da curva (figura 75), está associada com a presença de microconstituintes de baixa temperatura de transformação e constituintes duros (como o constituinte AM) que induzem deformação a matriz adjacente.

Das, Samar [57] cita que embora as altas taxas de resfriamento reduzam a cinética de precipitação, não é suficiente para impedir a ocorrência de alguma precipitação fina de carbonitretos induzida por deformação a partir de discordâncias existentes nas ripas bainíticas. A curva também herda a precipitação de difícil dissolução e remanescente do ciclo térmico de curvamento a quente oriunda do trecho reto (figura 70 e 71).

A elevação das taxas de resfriamento implicou em uma diminuição da fração volumétrica e do tamanho médio das ilhas de constituinte AM (figuras 57, 78 e 79), o que está em acordo com os relatos de Cota et al [71]. A morfologia do constituinte AM também é influenciada tornando-se mais alongada devido a aplicação de taxas de resfriamento mais elevadas [60], conforme observado neste estudo após a austenitização a 1000°C e resfriamento em água, tal como ocorre na parte externa da espessura de parede na curva e também nos tratamentos térmicos com resfriamento final em água.

12.4.4.

Caracterização microestrutural das regiões centro-internas da espessura de parede na curva

A evolução microestrutural na região central da espessura está associada a ocorrência de taxas de resfriamento mais reduzidas que aquelas que agem nas camadas superficiais da espessura de parede na curva. Observa-se que ao longo da espessura a partir da região externa em direção a interna há uma redução da fração volumétrica de grãos de contornos de baixo ângulo (presente na microestrutura da bainita superior) e aumento da fração volumétrica de microconstituintes transformados a temperaturas mais elevadas, tais como a ferrita em suas diversas morfologias (figuras 80). Com a redução das taxas de resfriamento as partículas de constituinte AM tornam-se mais massivas, passando a coexistir com certa fração volumétrica de AM parcial ou totalmente decompostas, caracterizadas como agregados de ferrita e carbonetos (figuras 76). A redução da taxa de resfriamento até a superfície interna da espessura de parede do tubo na curva, resfriada ao ar calmo, é acompanhada por redução de dureza (figura 82) das microestruturas transformadas nas regiões centro-internas da espessura.

Na curva 500 Hz, os níveis de microdureza apresentados nas regiões centrais da espessura permaneceram similares aos níveis obtidos pelas camadas internas da espessura de parede na curva, em comparação com a curva 2500 Hz (figura 83) que apresentou redução de microdureza ao longo da espessura. Isto, provavelmente está correlacionado com a redução da fração volumétrica de ferrita bainítica (ferrita com segunda fase alinhada) nos trechos que compõem a curva 500 Hz em comparação com a curva 2500 Hz (figura 85).

Diferentemente do tratamento térmico de têmpera superficial aplicados a aços por Ferreira et al [41] e Oliveira et al [43], observa-se que no curvamento a quente ocorre a austenitização total da espessura abaixo da bobina de indução seguida de têmpera superficial. Porém as perdas gradativas de microdureza ao longo da espessura, à medida que se distância da superfície externa resfriada em água estão de acordo com a literatura [41, 43], a qual menciona que a distribuição de isotermas ao longo da espessura do material e o efeito de massa na dissipação do calor. Na prática, isto é definido pela temperabilidade [12] e sensibilidade de resposta do material aos ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento locais.

Para a curva de 500 Hz a distribuição do tamanho de grão da austenita prévia ficou mais homogênea ao longo da espessura (figura 77), onde a observação de grãos austeníticos nas regiões centrais com granulometria equivalente ou superior àquelas observadas nas camadas mais externas da espessura na curva e zonas de transição ocorreu devido a aplicação de um ciclo térmico mais intenso em comparação ao curvamento com frequência de 2500 Hz. O tamanho de grão austenítico mais grosseiro, aparentemente está correlacionado com as frações volumétricas mais elevadas de ferrita com segunda fase alinhada ao longo da espessura de parede da curva (figura 81).

Os elevados percentuais de constituinte AM observados no aço API X80 (figura 79) sob diferentes condições ciclamento térmico possivelmente estão associados a fatores relacionados com a composição química do aço. Segundo Bonnevie et al [72] o aumento do percentual de silício conduz a um aumento do percentual e da densidade do constituinte AM, tornando-o mais massivo, e favorecendo sua formação em larga faixa de temperaturas, devido ao retardamento do crescimento da cementita, o que favorece a estabilização indireta da austenita [26, 72], assim como o manganês estabiliza diretamente a

austenita [35]. Poruks et al [14] obteve em aços bainíticos contendo baixo carbono (0,044%C), alto manganês (1,77% Mn) matriz bainítica com 10% de blocos de constituinte AM. Na região curvada o maior percentual de constituinte AM foi obtido na parte interna da espessura de parede na curva 2500 Hz, na região do extradorso, submetida a baixas taxas de resfriamento [52], ficando na faixa dos 10% (figura 79), a mesma fração volumétrica máxima de constituinte AM exibida pelo trecho reto ($7,1 \pm 2,9\%$ de acordo com a tabela 14).

Comparando o curvamento 2500 Hz com o trecho reto (figura 35), a perda do endurecimento adicional (por precipitação interfásica e ou discordâncias) em uma fração significativa dos grãos ferríticos que compõem as regiões internas da espessura de parede do tubo na curva pode ter contribuído para reduzir o limite de escoamento do trecho curvado.

12.4.5.

Comparações entre os curvamentos a quente realizados com diferentes parâmetros de frequência e potência

Após aplicação do curvamento a quente com parâmetros de frequência de 500 Hz e potência de 205 kW observou-se que os limites de escoamento (LE) na curva e zona de transição oscilaram bem próximos ao valor mínimo da API5L para o grau X80 (figura 88). Analisando os valores médios para a curva obtida na frequência de 2500 Hz (LE = 475 MPa) e 500 Hz (LE = 538 MPa) (tabela 22) observa-se que os novos parâmetros adotados na operação de curvamento a quente proporcionaram um ganho de 63 MPa (aproximadamente 13%), ficando apenas 2 % abaixo do limite de escoamento exigido pela API5L. Havendo neste caso a necessidade de aplicação de um tratamento térmico posterior para aumentar o limite de escoamento, por endurecimento secundário, como mostrado nos histogramas da figura 107.

Os limites de resistência atingidos após o curvamento a quente 500 Hz ficaram, para todos os trechos analisados da curva e zona de transição, acima do valor mínimo determinado pela API5L para o X80 (620 MPa) e com relação aos valores exibidos pelo trecho reto do tubo (680 MPa) não foram observadas perdas de resistência (figuras 88 e 90). Os resultados mostram um valor médio de 696 MPa (utilizando todos os trechos da curva, solda e zonas de transição) que é 2,4% superior ao valor médio obtido pelo trecho reto e 12% superior ao limite mínimo API5L X80. Os percentuais médios de alongamento, obtidos após

curvamento 500 Hz, para a curva e zonas de transição foram aproximadamente 10% superiores quando comparados ao alongamento médio obtido para o trecho reto (figura 89).

A otimização dos valores médios de limites de escoamento e resistência da curva 500 Hz (figura 87a) em comparação com a 2500 Hz pode estar associada a diferenças de tamanho de grão da austenita prévia (figuras 77 e 81) e obtenção da maior fração volumétrica de ferrita com segunda fase alinhada (ferrita bainítica) (figura 80b) ao longo da espessura de parede, mesmo a taxas mais baixas de resfriamento após a passagem pela bobina de indução. É possível que o avanço da reação bainítica ao longo da espessura de parede na curva tenha promovido um tamanho de grão efetivo menor para a curva 500 Hz em comparação com a curva 2500 Hz. O refino do tamanho de grão contribui para o aumento do limite de escoamento [23].

É conhecido que quanto mais elementos de liga dissolvidos na austenita maior será o retardamento das transformações de altas temperaturas, favorecendo a formação de produtos de baixa temperatura de transformação, mesmo com a aplicação de taxas mais lentas de resfriamento [12]. Nos tratamentos térmicos de resfriamento contínuo, processados em laboratório, observou-se que após obtenção do campo austenítico em amostras do trecho reto seguido de resfriamento em ar calmo foi possível observar na microestrutura de matriz ferrítica a presença de alguns grãos de ferrita de contornos de grão de baixo ângulo, similar a morfologia da ferrita bainítica (figura 55a). Associando a informação bibliográfica ao resultado laboratorial observado pode-se supor que o curvamento a quente com frequência de 500 Hz em comparação com 2500 Hz, por apresentar uma evolução de tamanho de grão austenítico mais grosseira devido a geração de calor mais intensa ao longo da espessura (figura 23) em decorrência da aplicação de potencia mais elevada e frequência mais reduzida (o que aumenta a camada afetada pelas correntes induzidas, onde o calor é gerado por efeito Joule), favoreceu uma maior solubilização na austenita de elementos de liga em uma camada mais espessa do que aquela obtida no curvamento com frequência de 2500 Hz onde a geração de calor [65] ocorre em uma camada menor devido a aplicação de frequências mais elevadas [39, 40]. Deste modo, durante os ciclos térmicos de resfriamento mesmo a baixas taxas de resfriamento desenvolvidas nas camadas centro-internas da espessura de parede do tubo na curva, o tamanho de grão austenítico mais grosseiro obtido no

curvamento com frequência de 500 Hz favoreceu a obtenção de uma solubilização mais profunda e também maior fração volumétrica de ferrita bainítica. Embora estas camadas centro-internas da espessura não possuam o mesmo nível de dureza das camadas mais externas da espessura na curva (resfriadas em água), supõem-se que a maior fração volumétrica de produtos de baixa temperatura de transformação ao longo da espessura de parede na curva 500 Hz tenha favorecido a otimização dos resultados de limite de escoamento (figura 87b) e manutenção dos valores de limites de resistência (figura 87a), sem prejuízo a tenacidade (figura 91) devido a evolução microestrutural obtida. A hipótese de ter ocorrido a formação de uma camada mais espessa de solubilização de elementos de liga pode ser associada com os excelentes resultados obtidos após o revenimento dos trechos da curva, elevando os valores limítrofes do limite de escoamento para valores acima do valor mínimo normalizado pela API 5L [03], e sem quedas significativas de limite de resistência (figuras 107 e 108).

Os resultados obtidos nos tratamentos térmicos de resfriamento contínuo com diferentes temperaturas de austenitização (TG austenítico) e diferentes taxas de resfriamento explicam a aparente não correlação obtida para a evolução de tamanho de grão austenítico ao longo da espessura de parede da curva 500 Hz onde nas regiões centrais foi observada uma granulação mais grosseira (e similar a encontrada nas superfícies externas, na ordem de 12 a 14 μm em média), de acordo com a figura 84b. As taxas de resfriamento que ocorrem entre as superfícies externas e centrais da espessura de parede são diferentes, conduzindo a valores médios de microdureza decrescentes. O mesmo foi observado nos tratamentos térmicos de resfriamento contínuo do aço API X80 austenitizando o trecho reto a 1000°C e submetendo-o a resfriamentos em meios de severidade decrescente (água, óleo, ar forçado e ar calmo), de acordo com a figura 60a. Assim, a não correlação observada para os gráficos de evolução da microdureza em função do tamanho de grão austenítico ao longo da espessura de parede do tubo (figura 84) traz informações indiretas sobre a evolução das isotermas de temperaturas de austenitização ao longo da espessura de parede do tubo na região da curva e taxas de resfriamento locais, atuantes durante o ciclo de resfriamento da operação de curvamento a quente.

A correlação entre a fração volumétrica de AM e a espessura de parede do tubo nos trechos do intradorso e extradorso da curva 2500 Hz pode ser modelada por regressão linear (figura 79). O afastamento entre as retas obtidas provavelmente se deve ao tamanho de grão austenítico mais refinado do extradorso e ação dos ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento atuantes nos trechos em questão.

A evolução do percentual de constituinte AM e as microdurezas associadas as mudanças microestruturais ao longo da espessura de parede da curva podem ser associadas ao histórico de processamento do material como as diferentes taxas de resfriamento que se desenvolveram a partir das superfícies externa e interna da espessura de parede do tubo resfriadas em água e em ar calmo, respectivamente. Mediante o exposto, aparentemente, seria possível estabelecer uma correlação entre fração volumétrica de AM e taxas de resfriamento ao longo da espessura do material e assim tirar informações de processo a partir da microestrutura, o que seria útil para determinar, por exemplo, a evolução das taxas de resfriamento através da espessura de parede dos trechos que compõem a região curvada.

No que se refere as energias de impacto absorvidas Charpy observa-se resultados médios superiores a 100 J, para todos os trechos como curvado a 500 Hz (figura 91). Apesar do tamanho de grão da austenita prévia estar diretamente relacionado com tamanhos das facetas de clivagem [15] para ensaios Charpy a baixas temperaturas, a granulometria mais grosseira da austenita obtida no curvamento com frequência de 500 Hz não acarretou queda nos níveis de tenacidade, o que provavelmente se deve ao tipo, tamanho e fração volumétrica [73] dos microconstituintes após as transformações de fase ao longo da espessura de parede na curva.

Cabe ressaltar que após tratamento térmico de resfriamento contínuo (em laboratório) austenitizando a 1000°C (o que gerou um tamanho de grão austenítico médio de 15 μm) e resfriamento em água foi possível obter excelentes propriedades mecânicas em tração associadas com elevadas tenacidades (tabela 19), resultantes de uma microestrutura similar a exibida pela parte externa da espessura de parede na curva, na qual observa-se grãos com feixes de ferrita bainítica com segunda fase alinhada (bainita superior), ferrita primária (endurecida por discordâncias em função das transformações dos

produtos de baixa temperatura), grãos contendo martensita de baixo carbono e distribuição fina de constituinte AM. Nesta configuração microestrutural acredita-se que a ferrita bainítica esteja favorecendo a tenacidade [49], apesar de esta ser composta por ripas que apresentam elevada densidade de discordâncias [57]. Shanmugam, Ramiseti et al [25] observaram que as diferentes taxas de resfriamento aplicadas a aços baixo carbono e microligados ao Nb não afetaram a tenacidade nem a ductilidade, o que está em acordo com os resultados obtidos para o aço API X80 após a substituição da microestrutura de laminação controlada na região da curva. Zacca et al [06] e Bott et al [04] observaram que a microestrutura da curva em comparação com a do trecho reto favorece a tenacidade, obtendo-se elevadas energias absorvidas.

12.5.

Tratamentos térmicos de revenimento após operação de curvamento a quente.

12.5.1.

Efeito sobre a tenacidade

Para as regiões curvadas a 2500 Hz e revenidas industrialmente a 500°C, 600°C e 650°C, as energias absorvidas durante ensaio de impacto Charpy ficaram acima do determinado pela norma API 5L. Os gráficos de energia de impacto Charpy (figura 98) obtidos a 0°C e -40°C para a curva (API X80 de $P_{cm} = 0,17\%$) não apresentavam sinais de fragilidade e independentemente da temperatura de revenido o material da curva (extradorso, intradorso e linha neutra) apresenta alta tenacidade.

O metal de solda da junta soldada no trecho reto, após ciclos térmicos de soldagem e revenimento a 600 e 640°C apresentou baixas médias de energia absorvida 0°C, exibindo valores abaixo e limítrofes ao mínimo API 5L (68 J). As baixas energias absorvidas podem está associadas a presença de precipitação grosseira e alinhada nos contornos de grãos.

Após curvamento com frequência de 500 Hz e aplicação de revenimento a 600°C em escala laboratorial as energias absorvidas foram iguais ou superiores as energias absorvidas do material como curvado e superiores aos limites API 5L (figura 101).

12.5.2. Efeito sobre a distribuição de microdurezas

Em comparação com o material como curvado, em geral os perfis de distribuição de microdurezas, após revenimento, sofrem deslocamento para níveis menores de microdurezas (figuras 102 e 103), mesmo com o endurecimento secundário. Estas reduções nos níveis de dureza ocorrem provavelmente em função das alterações que o aço sofre durante o revenimento [12, 35, 40]. O revenimento, além da precipitação, provoca relaxações e recristalização que conduzem a queda de dureza com impactos diretamente associados às reduções observadas nos valores de limite de resistência.

12.5.3. Efeito sobre as propriedades mecânicas em tração

A curva 2500 Hz após aplicação de revenido a temperatura e tempo adequados (600°C durante 1h) otimizou os valores de limites de escoamento posicionando-os em condições limítrofes ou superiores ao estabelecido pela norma API 5L (550 MPa). A precipitação que ocorre durante estes tratamentos térmicos da curva favorece o limite de escoamento por servirem de barreiras efetivas ao movimento das discordâncias. Apesar do favorecimento do limite de escoamento (devido ao endurecimento secundário), o limite de resistência apresentou queda após o revenimento quando comparado com os valores observados nos trechos como curvado. Em geral quanto mais elevada a temperatura de revenimento aplicada, maior é a redução no valor de limite de resistência (figuras 104b e 105d). O mesmo comportamento foi observado para a curva 500 Hz (figura 107b), e em ambos os casos (2500 e 500 Hz) o revenido aparentemente favoreceu a ductilidade (figura 107c).

Após tratamento térmico de revenimento otimizado a 600°C, aplicado em escala industrial, os diversos trechos da curva 2500 Hz obtiveram elevação dos valores de limite de escoamento (figura 105a), atingindo valores limítrofes ao mínimo estabelecido pela API 5L. Alguns trechos na zona de transição (figuras 105a e 105b), responderam melhor ao revenimento aplicado a 650°C, demonstrando que diferentes trechos do tubo curvado podem reagir de maneira diferenciada aos estímulos provocados pelo revenimento aplicado a diferentes temperaturas, devido a fatores microestruturais. Assim a faixa de temperaturas de revenimento para a otimização do limite de escoamento ficou entre 600°C e

650°C.

A aplicação (em laboratório) do mesmo revenimento a 600°C na curva 500 Hz, exibindo níveis limítrofes de limite de escoamento no estado como curvado, foi otimizado (devido ao endurecimento secundário) acima do mínimo normalizado pela API 5L. O limite médio de escoamento otimizado foi obtido, sem provocar quedas significativas do limite de resistência (figura 107a e 107b). Em comparação com as médias da curva e zonas de transição 500 Hz, a média obtida para o material revenido (dos respectivos trechos) a 600°C atingiu valores de limite de escoamento otimizados em 8% a 10%, respectivamente.

O trecho reto após revenimento apresentou reduções tanto de limite de escoamento, quanto de limite de resistência (figura 104a 104b). Isto, pode estar associado ao fato que a precipitação fina já existente no trecho reto, formada ao final da laminação de acabamento, devido precipitação interfásica, tenha sofrido algum processo de coalescimento ou ainda algum amaciamento,

Após revenimento a 600°C a curva 2500 Hz maximizou o nível médio de limite de escoamento em 14,6%. Onde o endurecimento foi obtido por precipitação. No caso da curva 500 Hz, que já partia de um valor de limite de escoamento limítrofe ao valor mínimo determinado pela API 5L, o revenimento a 600°C otimizou o limite de escoamento em 8,4%. A contribuição do endurecimento por transformação de fase (11,7%), obtido no curvamento com frequência de 500 Hz, somado ao endurecimento adicional por precipitação (8,4%) após revenido a 600°C resultaram em limite de escoamento médio 20% superior ao nível médio de limite de escoamento obtido pela curva 2500 Hz, de acordo com a figura 109.

12.5.4. Auto revenimento

De acordo com a figura 110, a três milímetros da superfície externa da espessura de parede da curva no intradorso 2500 Hz, observou-se que os níveis de microdureza se nivelaram com a média obtida pelo aço API X80 austenitizado a 1000°C, temperado e revenido a 600°C por 1 h, sendo observados aspectos microestruturais similares. A superfície mais externa da curva (1 mm), região mais afetada pelo resfriamento em água, exibe um valor médio de microdureza 2,5% inferior ao valor exibido pelo mesmo aço API X80 temperado em laboratório, e as diferenças microestruturais são evidentes. Esta diferença pode ser um indicativo da ocorrência de auto revenimento durante a etapa de resfriamento do curvamento a quente. O auto-revenido está associado a transformações da martensita em aços de baixo carbono [12, 40], que ocorrem a temperaturas mais elevadas, porém, para o caso específico da curva, pode ter ocorrido em função do fluxo de calor das camadas mais internas da espessura de parede na curva (resfriadas ao ar calmo) em direção as camadas mais externas que formam temperadas. O efeito de massa na dissipação do calor também pode explicar as diferenças microestruturais observadas entre as figuras 110a e 110d.

12.5.5. Efeitos microestruturais na curva

Durante o revenimento da curva pode ocorrer o desenvolvimento de poligonização e recristalização e precipitação [12,40, 45], o que foi observado na microestrutura da região externa da espessura do intradorso 2500 Hz (figura 111), onde aparentemente a distribuição de precipitados é mais homogênea na parte externa da espessura da curva tratada termicamente (contornos de grãos e subgrãos de baixo ângulo), de acordo com as figuras 112 e 113.

Na parte interna da curva a precipitação se concentra principalmente nos contornos de grãos. A quantidade de partículas de precipitados observadas nas imagens do estado como curvado parece ser inferior a quantidade que pode ser visualizada no estado como revenido (figura 112). A observação por microscopia eletrônica de transmissão mostra que a precipitação presente nos contornos de subgrãos de baixo ângulo e faixa de precipitação mais refinada no interior dos grãos interagindo com discordâncias (figura 113). Estes são locais preferenciais

de precipitação e influenciam diretamente sobre a distribuição de tamanhos dos precipitados, de acordo com observações feitas por Nayak e Misra et al [20] e Poorhaydari et al [23].

12.5.6.

Tratamento térmico tradicionalmente aplicado após o curvamento

Para um aço API X80 com carbono equivalente $P_{cm} = 0,18\%$, estudado por Batista, G. Z. [44], a aplicação do revenimento tradicionalmente realizado a 500°C durante 1h foi suficiente para elevar o limite de escoamento da curva acima dos limites mínimos da norma API5L, porém foi observado que estes parâmetros de revenimento atingiam resultados insuficientes na recuperação do limite de escoamento, conforme requisitos API 5L, para tubos com carbono equivalente P_{cm} abaixo de $0,18\%$, o que foi o caso do tubo API X80 de $P_{cm} = 0,17\%$, revenido a 500°C (figura 114). Após testes em laboratório para a simulação do revenimento determinou-se que para aços API 5L de baixo carbono equivalente, como o aço deste estudo, a faixa de temperatura que otimizava os limites de escoamento do trecho curvado, conforme abordagem exibida na seção 12.5.7.

12.5.7.

Endurecimento secundário

No aço API grau X80 submetido a curvamento, o endurecimento secundário foi observado na parte externa da curva (sofreu resfriamento rápido em água). Os picos de dureza e o limite de escoamento foram encontrados promovendo a variação da temperatura para um período de tempo constante (1 hora). O endurecimento secundário (figura 115b) se manifestou entre 600 e 650°C , o que está em acordo com a literatura [21, 35]. Após a realização de ensaios em laboratório e a nível industrial, observou-se que temperaturas de revenido na faixa entre 600° e 650°C e patamar de encharque de 1 h aplicado a curva otimiza os valores de limite de escoamento (figura 116).

A reprodução da curva de revenido para uma chapa de aço grau X80 sem vanádio no estado como laminado também exibiu tendência clara de otimização dos valores de limite de escoamento quando da aplicação do revenimento entre 600 e 650°C (figura 117), confirmando os resultados de otimização do limite de escoamento obtidos pelo API X80 CrMoNbV aplicado

neste estudo para aquelas temperaturas de revenimento, o que revela que além do vanádio outros elementos de liga (por exemplo, o molibdênio, nióbio em solução sólida) também precipitam para promover o endurecimento secundário.

Quanto ao mecanismo atuante, é possível que na espessura externa de parede na curva 2500 Hz (em comparação com as regiões internas da espessura) a microestrutura resultante proporcione maior número de sítios para precipitação (subgrãos, contornos de grãos de baixo ângulo, discordâncias) e que a solução sólida formada, devido ao resfriamento em água, tenha proporcionado maior quantidade de elementos de liga (Nb, Ti, V, Mo) disponíveis para precipitação quando o material é revenido.

Davis, C. L. [59] cita que as taxas de resfriamento aplicadas para a formação das ripas bainíticas não permitem tempo suficiente para a difusão de elementos de liga com átomos substitucionais e Park et al [21] que cita que durante a reação bainítica a difusão do Nb é menor, possibilitando a ocorrência de átomos de Nb e C em solução sólida para uma futura precipitação. Em função das elevadas frações volumétricas de ferrita com segunda fase alinhada (tipo ferrita bainítica) caracterizadas na espessura externa de parede das curvas, de acordo com a literatura [21, 59], resultaria na presença de átomos de elementos de liga microligantes disponíveis para precipitar em uma etapa posterior de tratamento térmico de revenimento.

Após aplicação do revenimento em amostras submetidas a têmpera em água foi observada a redução das médias de microdureza dos microconstituintes resultantes do tratamento térmico em comparação com o estado temperado, com reflexos na dureza final das amostras (figura 64). Foi observado que a martensita é bem mais sensível ao revenido do que a bainita superior, resultando em maiores quedas de dureza após o revenimento, o que confere com os relatos de Bhadeshia [45].

Testes em laboratório avaliaram os efeitos da variação do tempo de revenido (30 a 120 min) sobre o endurecimento secundário em três temperaturas de interesse (600, 625 e 650°C) para o aço API X80, os resultados revelaram a ocorrência de pico de endurecimento secundário alargado (figura 118), com máximo indefinido, como o referenciado por Gündüs, S. et al [28].

Os perfis de microdureza obtidos revelaram que quanto maior a temperatura de revenido, independente do tempo de encharque, mais evidentes se tornam as diferenças de microdureza em comparação com os valores exibidos pelos trechos originais (sem tratamento térmico), indicando a ocorrência de relaxações. Para a temperatura de patamar de revenimento de 600°C o tempo de encharque de 1 h, aparenta ser o mais indicado.

12.5.8. Dissolução Ácida e precipitação.

A dissolução ácida de amostras removidas da espessura externa e interna de parede do extradorso (curva 2500 Hz) tratado em revenido a 600°C e amostragem do trecho reto como recebido e como revenido a 600°C, está em acordo com os resultados de EDS obtidos por Lu e Ivey [34], para dissolução ácida da matriz de um aço API X100. Os resultados de EDS dos resíduos produtos da dissolução ácida da matriz do API X80, revelaram que os elementos de liga de presença mais constante eram Mo, Nb, Ti e Si (figura 119).

O vanádio não foi detectado nas análises por EDS no trecho reto (como laminado) e no trecho curvado (extradorso). Tal como Lu e Ivey [34] justifica-se a não detecção de vanádio, na espessura externa da curva, devido a supressão da precipitação, por resfriamento em água. Porém a baixas taxas de resfriamento, na parte interna da curva e também nas amostras dissolvidas do trecho reto (resfriaram ao ar calmo a partir de 610°C) o vanádio também não foi detectado pelo EDS do microscópio eletrônico de varredura. Do mesmo modo que o vanádio, o molibdênio também precipita preferencialmente na ferrita, porém este, ao contrário do V, foi detectado pelo EDS. Uma explicação para a não observação do vanádio foi exposta por Won-Beom Lee et al [37] que avaliou que o molibdênio precipita fazendo decrescer a difusividade dos elementos de liga formadores de carbonetos como o nióbio e o carbono, retardando assim a precipitação (MC) de outros elementos de liga. Isto aparentemente poderia ter mantido o vanádio em solução sólida na curva e no trecho reto. Outra possibilidade é que para o vanádio ser eficiente no bloqueio a discordâncias tem que formar precipitação menor que 5 nm, sendo muito pequeno para produzir um volume de material adequado para a análise por raio X.