

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

FÁBIO FARIA CONDE

Determinação da Tenacidade à Fratura do Aço API-5L-X80 Produzido por duas
Rotas Diferentes

São Carlos
2016

FÁBIO FARIA CONDE

Determinação da Tenacidade à Fratura do Aço API-5L-X80 Produzido por duas
Rotas Diferentes

Trabalho de conclusão de curso
apresentado à Escola de
Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo,
Orientador: Prof. Dr. Waldek
Wladimir Bose Filho.

São Carlos
2016

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO,
PORQUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE
ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

C745d Conde, Fábio Faria
 Determinação da Tenacidade à Fratura do Aço
 API-5L-X80 Produzido por duas Rotas Diferentes / Fábio
 Faria Conde; orientador Waldek Wladimir Bose Filho;
 coorientador Julián Arnaldo Ávila Diaz. São Carlos,
 2016.

Monografia (Graduação em Engenharia De Materiais e
Manufatura) -- Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo, 2016.

1. Aço API X80. 2. Tenacidade X80. 3. Processo
termomecânico do X80. 4. Aço de alta resistência baixa
liga Propriedades mecânicas. I. Título.

AGRADECIMENTOS

A Jesus Cristo primeiramente, pelo exemplo de força e perseverança sempre. A minha esposa, Mariana Conde, e aos meus pais, Fábio e Sônia Conde pelo apoio, incentivo, amore paciência a mim conferidos.

Agradecimento especial ao doutor Julian Arnaldo Ávila Diaz que depositou confiança e tanto me ajudou, o considero como um irmão. Ao instituo CNPEM por todo suporte e colaboração e grupo CPM do LNNano.

A todos os docentes e também professores que de alguma forma contribuíram para minha formação até o presente momento, pela confiança, apoio e ensino.

Ao professor Waldek, por me ajudar neste trabalho de conclusão.

RESUMO

CONDE, F.F. Título do trabalho. Número de folhas do trabalho 20f. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Departamento de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

Aços de alta resistência e baixa liga tem sido amplamente utilizado na área petrolífera por apresentarem boa tenacidade, elevada resistência mecânica além de boa conformabilidade e soldabilidade. O aço API-5L-X80 se encaixa em tal área e diferentes rotas de processamento termomecânico controlado são empregados para a otimização das propriedades mecânicas. Consequências da laminação de chapas de aços são alongamento de grãos, orientação preferencial e texturização. Uma vez que a tenacidade à fratura é uma propriedade de suma importância dentro da aplicação de dutovias, se faz necessário compreender como as composições microestruturais finais, oriundas das diferentes rotas de processamento, influenciam nesta propriedade. Por esta razão o objetivo deste estudo é investigar a correlação entre processamento, microestrutura e propriedades para entender os valores resultantes de tenacidade, a partir de duas tiras processadas por diferentes rotas, uma rapidamente resfriada após o último passe de laminação enquanto a outro, resfriada ao ar.

Amostras para testes de abertura de trinca foram confeccionadas a partir das chapas recebidas e foram usinadas ao longo das direções transversal e longitudinal. As amostras foram caracterizadas por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura. Orientação cristalográfica e texturas foram determinadas por difração de raio-X e difração de elétrons retroespelhados. Processos distintos resultaram em diferentes tamanhos de grão, forma e orientação entre as chapas de aço, e, por conseguinte, influenciaram a tenacidade. Os diversos passes de laminação resultaram em orientação cristalográfica preferencial a qual, no entanto, não mostrou ser um fator de grande influência na tenacidade.

Palavras-chave: Aço API X80; Tenacidade X80; Processo termomecânico do X80; Aço de alta resistência baixa liga – Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

CONDE, F.F. Título do trabalho. Número de folhas do trabalho 20f. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Departamento de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

High strength low alloy steels have been widely used in the oil sector because they have good toughness, good mechanical properties as well as good conformability and weldability. The API-5L-X80 steel satisfies these requirements and different controlled thermomechanical processing routes are employed to optimize the mechanical properties. Consequences of rolling steel slabs are grain elongation, preferred orientation and texturization. Once the fracture toughness is a property of paramount importance in pipelines application, it is necessary to understand how the final microstructure compositions influence this property from the various processing routes. For this reason, the aim of this study is to investigate the correlation between processing, microstructure and properties to understand the resulting values of toughness from two strips processed by different routes, one quickly cooled after the finishing rolling pass while the other, air-cooled.

Samples for crack opening tests were machined from received plates along the transverse and longitudinal directions. The samples were characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy. Crystallographic orientation and textures were determined by X-ray diffraction and electron backscatter diffraction. Distinct routes of processing resulted in different grain sizes, shape and orientation between the steel plates, and therefore influenced toughness. The various rolling passes resulted in preferred crystallographic orientation which, however, did not show to be a very influential factor in toughness.

Keywords: X80 Steel; X80 Toughness; X80thermomechanical process.
High strength low alloy steel - Mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

<i>Figura 2.1: Gráfico mostrando a evolução dos aços API aprimorando resistência mecânica e tenacidade à fratura dos aços.....</i>	19
<i>Figura 2.2: Esquema de fabricação de chapas por laminação, processo termomecanicamente controlado –TMCP. Os aços X80-ACC e X80-TM possuem processo de fabricação similar. Gráfico retirado de AVILA (2016).....</i>	21
<i>Figura 3.1: Fluxograma delineando sequência dos procedimentos do trabalho.</i>	22
<i>Figura 3.2: Equipamento SpectroMaxx para análise da composição química.</i>	23
<i>Figura 3.3: Microscópio Zeiss Axio Observer para realização das MOs</i>	26
<i>Figura 3.4: Difratômetro Panalytical utilizado para realização dos ensaios de difração de raio-X no laboratório LNNano dentro do CNPEM.</i>	27
<i>Figura 3.5: Parte interna do difratômetro onde os CPs são acoplados, conhecido como berço.</i>	27
<i>Figura 3.6: Macro/Microdurômetro Leco LMV50-V.....</i>	29
<i>Figura 3.7: Equipamentos e acessórios, a) clip-on-gage para medição da abertura da boca do CP, b) câmara térmica ambiental, c) Dewar - reservatório de nitrogênio líquido, d) MTS com garras para ensaio de flexão três pontos de CTOD.</i>	30
<i>Figura 3.8: Desenho técnico para usinagem dos CPs para ensaio de CTOD, a) CP para CTOD com especificações, b) detalhe do entalhe e suas dimensões e c) direções de usinagem com relação direção CP – direção entalhe e direção de laminação, transversal e normal.....</i>	31
<i>Figura 3.9: MTS com garra para ensaio CTOD, a) vista do jogo para flexão três pontos e b) detalhe do CP alocado na garra.</i>	35
<i>Figura 4.1: Micrografia ótica dos aços API-5L-X80 no plano NL, a), b), c), d) X80-ACC, microestrutura homogênea e grãos ferríticos quase-poligonais. e), f), g), h) X80-TM, linhas de bandeamento, ferrita alongada e presença de perlita.</i>	36
<i>Figura 4.2: Amostras no plano LT atacadas com reagente Marshall, a) e b) X80-ACC, c) e d) X80-TM.</i>	37
<i>Figura 4.3: a) X80-ACC no plano NL, b) X80-TM no plano NL e c) X80-TM no plano NT. MS: Macrosegregação, B: bandeamento.....</i>	37
<i>Figura 4.4: Aço X80-ACC, a) microestrutura homogênea, b) grãos alongados, c) e d) maior detalhe. P: perlita.</i>	38
<i>Figura 4.5: Aço X80-ACC, a) microestrutura homogênea, b) setas amarelas indicando o crescimento bainítico, c) e d) B: bainita e) e f) debris de cementita e M-A.....</i>	39

<i>Figura 4.6: Aço X80-TM, a) BMF: bandeamento de microfases, b) FA: ferrita alotriomórfica c) MF: microfases, I: inclusão/impureza, d) detalhe da impureza, e) partícula de MnS alongada, PD: perlita degenerada, f) PD: perlita degenerada e M-A: martensita-austenita, produtos de transformação incompleta.....</i>	40
<i>Figura 4.7: Aço X80 atacado com nital 5%, a) X80-ACC, B: bainita, b) X80-TM, BMF: bandeamento microfases, c) detalhe “c” em (a), microestrutura bainítica.</i>	41
<i>Figura 4.8: Difratograma gerado dos aços junto ao padrão da difração da ferrita.</i>	42
<i>Figura 4.9: Figura de polo geradas por meio da análise de difração de raio-X, a) aço X80-ACC, b) aço X80-TM, c) Metal de referência de estrutura CCC, KOCKS (1998).</i>	43
<i>Figura 4.10: FDO a) gerada pela análise da difração de raio-X nas amostras X80-ACC e X80-TM, b) gerada por meio do EBSD nas amostras X80-ACC e X80-TM, c) perfil de intensidade ao longo da fibra alfa e d) legenda com indicação de texturas e fibras, ¹ cubo rodado, ² fibra alfa e ³ fibra gama.</i>	44
<i>Figura 4.11: Análise do tamanho de grão na face NL. Image J para o aço a) X80-ACC, b) X80-TM. Análise EBSD para o aço c) X80-ACC, d) X80-TM.</i>	45
<i>Figura 4.12: Construção 3D do cubo de EBSD dos aços X80, a) e b) aço X80-ACC e c) e d) X80-TM.</i>	46
<i>Figura 4.13: Construção 3D a partir de MO do aço a) X80-ACC e b) X80-TM.</i>	47
<i>Figura 4.14: Desorientação da estrutura cristalina dos aços X80-ACC e X80-TM no plano NL e NT adquiridos pela análise de EBSD.</i>	47
<i>Figura 4.15: Análise química localizada por EDS no aço X80-TM capturando inclusão de sulfeto de manganês.</i>	48
<i>Figura 4.16: Linescan do manganês ao longo das amostras X80-ACC e X80-TM.</i>	49
<i>Figura 4.17: Linha de dureza nos aços X80-ACC e X80-TM nos planos NT e NL ao longo da espessura do CP.</i>	50
<i>Figura 4.18: Curvas do ensaio de tração a -40 °C a) CP ao longo da direção de laminação, b) CP ao longo da direção transversal à laminação.</i>	51
<i>Figura 4.19: Gráfico em barras do ensaio de tração do aço API X80-TM. Verifica-se que o aço não atende os requisitos mecânicos para classificação X80.</i>	53
<i>Figura 4.20: Resultado δ dos aços X80-ACC e X80-TM de 7mm, sentidos L-T e T-L a 25 °C.</i>	54
<i>Figura 4.21: Regiões típicas na superfície da amostra fraturada de ensaio CTOD. Amostra X80-TM de 15 mm.</i>	54

<i>Figura 4.22: Superfície de fratura do CP de CTOD de 7 mm no sentido L-T, a) X80-TM, b) X80-ACC, c) vista lateral CC, aço X80-TM, d) vista lateral X80-ACC.....</i>	55
<i>Figura 4.23: Superfície de fratura do CP de CTOD de 7 mm no sentido T-L, a) X80-TM, b) X80-ACC, c) vista lateral aço X80-TM, d) vista lateral X80-ACC. .</i>	55
<i>Figura 4.24: CTOD X80-TM, sentido LT, 15 mm a -40 °C. a) curva força x COD, b) superfície de fratura. Área pontilhada: comportamento plástico do ensaio de CTOD, D: delaminação.</i>	57
<i>Figura 4.25: Resultados CTOD para X80 de 15 mm. Ensaios a 0, -20 e -40 °C.</i>	58
<i>Figura 4.26: Superfície de fratura do ensaio de CTOD do aço X80-ACC, a) -20 °C com delaminação no plano de laminação e normal, b) -40 °C com delamianção no plano da normal.</i>	58
<i>Figura 4.27: Superfície de fratura do ensaio de CTOD do aço X80-TM, a) -20 °C com delaminação no plano da normal e de laminação, b) -40 °C com delamianção no plano da normal e de laminação.</i>	59
<i>Figura 4.28: Seção transversal do aço X80-TM em relação à superfície de fratura, a) destaque das microfases presentes na fratura, b) linha de bandeamento na direção da propagação da trinca próxima a superfície de fratura. Setas amarelas: microfases, pontilhado vermelho: bandeamento.</i>	60
<i>Figura 4.29: Seção lateral de fratura do CTOD do aço X80-TM, a) mapa macroscópico, b) detalhe “b” em (a), fratura final, c) detalhe “c” em (a), final do ensaio CTOD, d) detalhe “d” em (a), zona de embotamento. Setas vermelhas e amarelas indicam inclusões/impurezas e microfases respectivamente.</i>	61

LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 3.1: Composição química dos aços API-5L-X80-ACC e X80-TM. * Valor em ppm.</i>	24
<i>Tabela 3.2: Alguns parâmetros em relação aos corpos de prova durante o pré-trincamento.....</i>	32
<i>Tabela 3.3: Fatores usados no cálculo do CTOD.....</i>	32
<i>Tabela 4.1: Valores dos tamanhos de grão e razão de aspecto por meio do EBSD.</i>	45
<i>Tabela 4.2: Valor de tamanho de grão de acordo com análise EBSD e Image J.</i>	46
<i>Tabela 4.3: Resultados do ensaio de tração.</i>	50
<i>Tabela 4.4: Resumo dos resultados de CTOD em diferentes espessuras (B) e temperaturas (T).</i>	60

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	V
RESUMO.....	VI
ABSTRACT	VII
SUMÁRIO.....	XII
INTRODUÇÃO	13
1. Objetivo geral	15
2. Revisão Bibliográfica	16
2.1. Mecânica da Fratura	16
2.2. Aços API	18
2.3. TMCP para fabricação de aços de dutovias	19
3. Materiais e Métodos	22
3.1. Procedimento Experimental.....	22
3.2. Materiais	23
3.3. Análise Microestrutural.....	25
3.3.1. Micrografia	25
3.3.2. Difração de Raio-X.....	26
3.3.3. Difração de Elétrons Retroespalhados.....	28
3.3.4. Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	28
3.4. Ensaios Mecânicos	29
3.4.1. Dureza	29
3.4.2. Ensaio de Tração.....	29
3.4.3. Ensaio CTOD	30
3.4.4. Equacionamento do CTOD	32
4. Resultados e discussão.....	36
4.1. Análise Microestrutural.....	36
4.1.1. Micrografia	36
4.1.2. Difração de Raio-X.....	41
4.1.3. EBSD	44
4.1.4. EDS.....	48
4.2. Ensaios Mecânicos	49
4.2.1. Dureza	49
4.2.2. Ensaio de Tração	50
4.2.3. CTOD	53
5. Conclusões.....	62
6. Referências	63

Avaliação Da Tenacidade A Fratura Do Aço API-5L-X80 Termomecanicamente Processado

INTRODUÇÃO

Atualmente o transporte de óleo e gás é realizado por dutovias. Duto é a designação de instalações constituídas por tubos ligados entre si, destinada a movimentação de matéria-prima. Para transporte de petróleo e seus derivados, a nomenclatura correta é oleoduto e para gás natural, gasoduto, também havendo minerodutos e aquedutos para outros materiais. O petróleo é extraído de camadas subterrâneas profundas e de longa extensão através desses dutos constituídos por tubulações metálicas de parede fina. Segundo a Agência Nacional de Transporte Terrestre, o transporte dutoviário permite que grandes quantidades de produtos sejam deslocadas de maneira segura, diminuindo o tráfego de cargas perigosas por caminhões ou outros meios locomotivos, consequentemente, diminuindo os riscos de acidentes ambientais. Dispensam armazenamento e diminuem custos de transportes, minimizando possibilidade de perdas ou roubos.

De acordo com a Transportadora Brasileira Gasoduto Bolívia-Brasil S.A, o gasoduto de transporte de gás natural proveniente do Rio Grande, na Bolívia, até Canoas, na Grande Porto Alegre é conhecido como gasoduto Bolívia-Brasil, sendo o maior da América Latina. Esta dutovias possui 3.150 Km de extensão, sendo 2.593 km em solo brasileiro. Sua capacidade é de transportar até 30 milhões de metros cúbicos por dia. Até a construção deste gasoduto, o Brasil possuía o total de 4.500 km de dutos para transportar gás. Com a obra, resultado de US\$ 2 bilhões de investimento, o país aumentou em quase 60% este setor. É importante considerar como o setor petrolífero engloba parte da economia atual brasileira, gerando crescimento econômico.

No entanto sempre é necessária manutenção destas linhas de forma a prevenir quaisquer desastres. Além disso, outros países com menor extensão territorial possuem maiores redes de dutovias do que o Brasil. No panorama atual, a infraestrutura existente requer manutenção e renovação de algumas

linhas, sendo necessária a instalação de outras linhas de forma a suprir o aumento da produção de óleo e gás no país.

O transporte dos fluidos se dá com a aplicação de altas pressões de forma a empurrar o líquido ou gás no interior do duto. Estas altas pressões podem causar propagação de trincas caso haja defeitos no material ou defeitos por processamento de união como soldagem, ainda muito utilizada para união de peças metálicas. O maior perigo é o de ocorrência de fratura frágil, pois, em altas pressões, defeitos e trincas podem crescer de forma rápida e instável. Portanto é necessário que materiais adequados sejam utilizados para evitar possíveis danos e catástrofes.

Aços de alta resistência e baixa liga têm sido amplamente utilizados para a fabricação de tubos de petróleo e gás por causa de sua boa soldabilidade, conformabilidade e sua capacidade deter a tenacidade e resistência mecânica melhorada através de processamento termomecânico. No entanto, conformações mecânicas causam deformações no aço que criam orientações cristalográficas preferenciais em suas microestruturas. Muito tem sido estudado a respeito de orientações cristalográficas e texturas nos aços para correlacioná-las com a tenacidade, se estas facilitam ou não a propagação de trincas.

Neste trabalho, o tópico 1 abordará o objetivo geral. O tópico 2 trará ao leitor revisões bibliográficas e estudos prévios para melhor situar-se dentro da presente dissertação. O tópico 3 apresentará os materiais e procedimentos experimentais. O estudo foca no aço API-5L-X80 processado por duas rotas distintas, o qual foi submetido a ensaios de modo a determinar a microestrutura e propriedades mecânicas, especialmente para correlacionar a tenacidade à fratura. Em seguida, no tópico 4, serão apresentados os resultados e discussões acerca destes. Por fim, o tópico 5 trará as conclusões finais do trabalho.

1. OBJETIVO GERAL

O objetivo deste trabalho é estudar a tenacidade à fratura do aço API-5L-X80 correlacionando-o com as microestruturas e diferentes propriedades e características do material. Além disso, busca-se principalmente se há algum fator que relacione a tenacidade à fratura com a presença de orientação cristalográfica preferencial.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Mecânica da Fratura

A mecânica de fratura em seu início baseou-se na abordagem da quantidade de energia necessária para a divisão da superfície e ocorrência de fratura quando há energia suficientemente disponível para fissurar e superar a resistência do material. Griffith (1920) no Royal British Aircraft Establishment foi o primeiro a propor uma teoria diferente, de que a energia fundamental para fratura de materiais frágeis como vidro se baseava na formação de superfície do material. Mas tal teoria não se adequou muito bem para materiais metálicos por possuírem um comportamento plástico à frente da trinca, ou seja, se deformarem de forma permanente quando aplicada uma dada carga. Isso faz com que a deformação gerada na ponta da trinca absorva muita energia, superando a energia de formação de superfícies proposta por Griffith, fazendo com que sua teoria subestimasse severamente a resistência à fratura de metais. Outra ideia ainda utilizada é a estruturação do projeto baseado na ruptura de acordo com as resistências de escoamento e última. No entanto, em muitos casos a pressão máxima estipulada para transporte de óleo e gás é aproximadamente 72% da tensão de limite escoamento (SOEIRO, 2013), o que se traduz e superdimensionamento e excesso de material. Irwin e Orowan modificaram posteriormente a teoria de Griffith incluindo uma parcela de dissipação de energia por deformação plástica para os metais (IRWIN, 1948) (OROWAN, 1949).

Foi comprovado por testes que, para um dado material, a energia necessária para o crescimento instável da trinca diminui com o aumento da espessura até chegar num valor limite denotado por G_{IC} no qual o estado plano de deformação atua (IRWIN, 1958).

A partir desses dados passa-se então a considerar a seleção do ensaio e aspectos neles envolvidos, como o tamanho e geometria do material, visto que a avaliação da mecânica da fratura depende da reprodutibilidade das condições reais de trabalho do elemento a ser testado. Uma vez o tamanho dos corpos de prova (CPs) são relevantes para se obter propriedades

específicas e atreladas a dimensão do material ensaiado, se faz necessário compreender os mecanismos e parâmetros envolvidos para obtenção de resultados.

O parâmetro mais representativo é o fator de intensidade de tensões (K), que é empregado em materiais com comportamento majoritariamente elástico. Espera-se que a propagação da trinca ocorra quando o valor de intensidade de tensão ultrapassar um valor crítico. Há duas condições às quais o material pode ser submetido durante um ensaio mecânico, estado plano de tensão (EPT) ou de deformação (EPD). O estado plano de tensão se dá quando uma das dimensões é pequena o suficiente de modo que a tensão nesta direção seja desprezada. Quando o material opera na esta condição, este valor crítico de K recebe a denominação de K_c o qual é função da espessura do material. Ao aumentar a espessura do material, a tensão nesta terceira direção passa a se tornar considerável, passando de um estado plano de tensão para deformação, e o valor de intensidade de tensão K se torna então um K crítico, agora apresentando-se como propriedade intrínseca do material de valor constante. Atualmente as normas de determinação da tenacidade a fratura se baseiam na condição EPD (BS-7448-2, 1997; ASTM-E1290-08, 2010; 2010; ASTM-E1820-13, 2014). No entanto, para se realizar ensaios numa condição EPD, dimensões grandes devem ser obtidas, o que primeiramente, é limitante por disponibilidade de material e máquina para ensaio e segundo, não representa as condições práticas de uso.

Em materiais com comportamento elastoplástico são usados os parâmetros da abertura da ponta da trinca (crack tip opening displacement – CTOD), integral-J. ou CTOA (crack tip opening angle), como, por exemplo, em materiais usados na construção de dutos.

2.2. Aços API

Aços API, sigla para American Petroleum Institute, são aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) que vem sendo muito utilizados na fabricação de tubos para o transporte de óleo e por apresentarem boa tenacidade, resistência mecânica além de boa conformabilidade e soldabilidade. São produzidos a partir de diferentes chapas laminadas com o processo termomecanicamente controlado (TMCP) com diferentes adições de elementos de liga. É desejável que se utilize cada vez menos material para facilitar o transporte, diminuir consumíveis como por exemplo na soldagem, e reduzir gastos com material. Portanto, é de suma importância que o aço apresente excelente resistência mecânica e tenacidade para uso em dutovias, construção, vaso de pressão e outras aplicações (TITHER, 1992) e a norma técnica API 5L estabelece requisitos mínimos de propriedades mecânicas e composição química para ser classificado em determinada categoria ou não. O número no começo da identificação de cada grau dos aços API representa o limite de elasticidade em ksi, por exemplo, o API-5L-X80 apresenta limite de elasticidade mínimo de 80 ksi (550 MPa). Os aços API e ARBL tem grande atuação nas dutovias, no entanto são também utilizados para outras aplicações como por exemplo, construção naval, estruturas offshore, pontes, tanques de armazenamento criogênico e máquinas de terraplanagens (NISHIOKA; ICHIKAWA, 2012).

Regularmente os aços X50 e X60 são fabricados por meio de laminação a quente seguidos de normalização. X70 é fabricado pelo processo TMCP com resfriamento ao ar. Aços X80 e X90 podem ser, e em geral são, fabricados por TMCP com ACC. X90 recebe um resfriamento mais intenso e aços X100 e X120 podem ser fabricados por TMCP com resfriamento acelerado severo (VOESTALPINE, 2008; MILITZER, 2014).

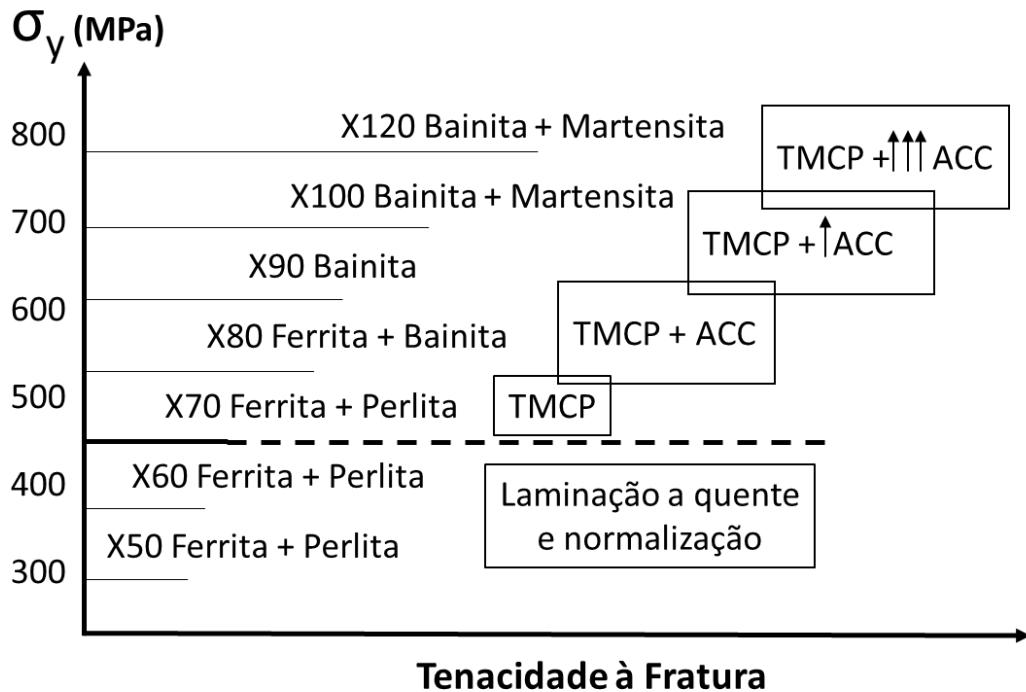


Figura 2.1: Gráfico mostrando a evolução dos aços API aprimorando resistência mecânica e tenacidade à fratura dos aços.

2.3. TMCP para fabricação de aços de dutovias

Processamento termomecânico controlado (TMCP) pode proporcionar refinamento de grão através da transformação do grão de austenita deformado em grãos finos de ferrita (GERVASYEV et al., 2016). Este permite a produção de chapas de aço com baixos teores de carbono equivalente ($C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$, <0,38 % em massa) quando o valor de carbono é maior que 0,12%, ao mesmo tempo que apresentem boas propriedades mecânicas e ultra baixo teor de enxofre (<0,01 % em massa) (NISHIOKA; ICHIKAWA, 2012).

Laminação controlada, resfriamento acelerado e têmpera direta, são exemplos típicos de processamentos termomecânicos. No entanto, o processo de laminação a quente pode levar a anisotropia microestrutural e pode causar bandeamento de perlita e microfases, sendo prejudicial para a tenacidade do material. Durante o processo laminação, os grãos e inclusões, tais como sulfetos de manganês (MnS), tornam-se alongados causando perda de

propriedade por anisotropia (GARWOOD, 1994). Portanto é necessário um bom controle do processo em relação à quantidade e temperatura dos passes para evitar perda de propriedades mecânicas.

O TMCP em geral consiste no aquecimento das placas e laminação de inicial na temperatura de recristalização da austenita; laminação na faixa de não recristalização (T_{NR} - A_{r3}) para deformação do tamanho de grão austenítico de forma a induzir uma maior força motriz na nucleação de ferrita e assim reduzir o tamanho de grão; pode haver laminação na faixa intercrítica (A_{r3} - A_{r1}) para deformar grãos nucleados de ferrita já em início de crescimento durante a coexistência entre as fases ferritas e austenita. Este passe de acabamento de laminação pode variar de acordo com a composição química do aço, no entanto, geralmente o passe de acabamento se dá na região acima da A_{r3} (região austenítica) (MILITZER, 2014); finalização do processo controlando o resfriamento do aço, podendo ser ao ar, ou realizar-se um resfriamento acelerado.

O processo inicialmente conta com um tempo de encharque de até 3 horas do material à 1200-1300 °C para garantir homogeneidade de temperatura, dissolução de carbetas e nitretos e, portanto, homogeneidade microestrutural. Em seguida, o aço pode ser laminado diversas vezes numa região de austenitização completa e recristalização dos grãos (faixa de temperatura em torno de 1050–1100 °C). Esse processo garante que os grãos grosseiros da austenita provenientes do reaquecimento para tratamento e solubilização de precipitados sejam cominuídos e a microestrutura seja refinada. Após isto, a chapa de aço torna a ser resfriada para temperaturas mais baixas onde o processo de recristalização cessou e passes de laminação controlada ocorrem (1000-800 °C) (MILITZER, 2014). Também pode haver laminação na região intercrítica de ferrita-austenita, faixa de temperatura que é dependente da composição química do aço.

Na fase de resfriamento, pode haver resfriamento acelerado (ACC) ou ao ar. A taxa de resfriamento aplicada e a temperatura de início e parada definem a microestrutura final de acordo com a cinética de decomposição da austenita. Em geral, aços para dutovias são compostos de ferrita, perlita, bainita ou diversas fases no mesmo aço, porém sugere-se que altas taxas

causem a formação de ferrita acicular, bainita, martensita, austenita retida e microfases, elevando a resistência mecânica e tenacidade à fratura (JOO, 2012; SHIN, 2013).

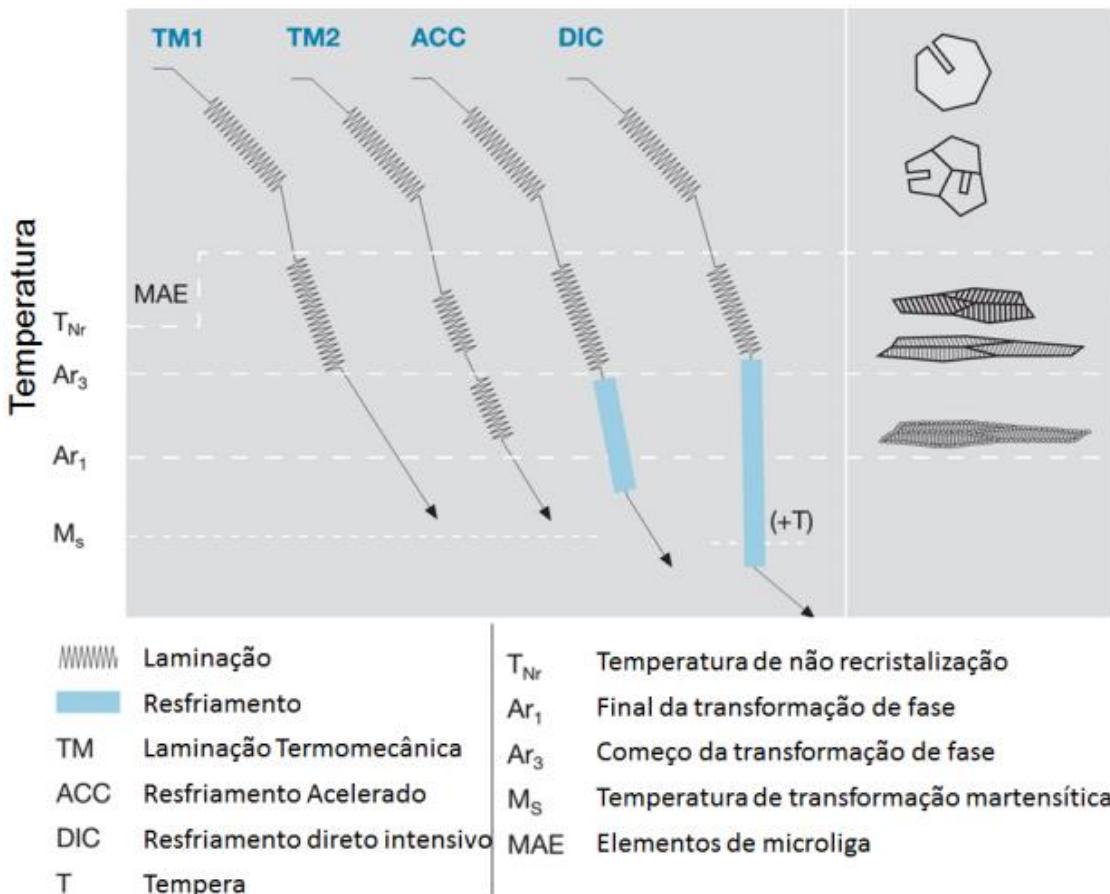


Figura 2.2: Esquema de fabricação de chapas por laminação, processo termomecanicamente controlado –TMCP. Os aços X80-ACC e X80-TM possuem processo de fabricação similar. Gráfico retirado de AVILA (2016).

Controle do processo de resfriamento rápido pode garantir um contrabalanceamento do decréscimo de teor de elementos de liga com o refinamento de grão causado pelo resfriamento rápido (GORNI, 2008). Como exemplo têm-se os aços processados em alta temperatura (*high temperature processing – HTP steels*) que possuem teores baixos de carbono (~0,03-0,05%) e eliminam a adição de elementos de liga como molibdênio e vanádio (LI; MITCHELL, 2002). O objetivo principal deste processamento é a obtenção de refinamento de grão e melhoria na distribuição microestrutural para garantir uma alta resistência mecânica e boa tenacidade à fratura.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Procedimento Experimental

O procedimento experimental foi realizado como descrito na Figura 3.1

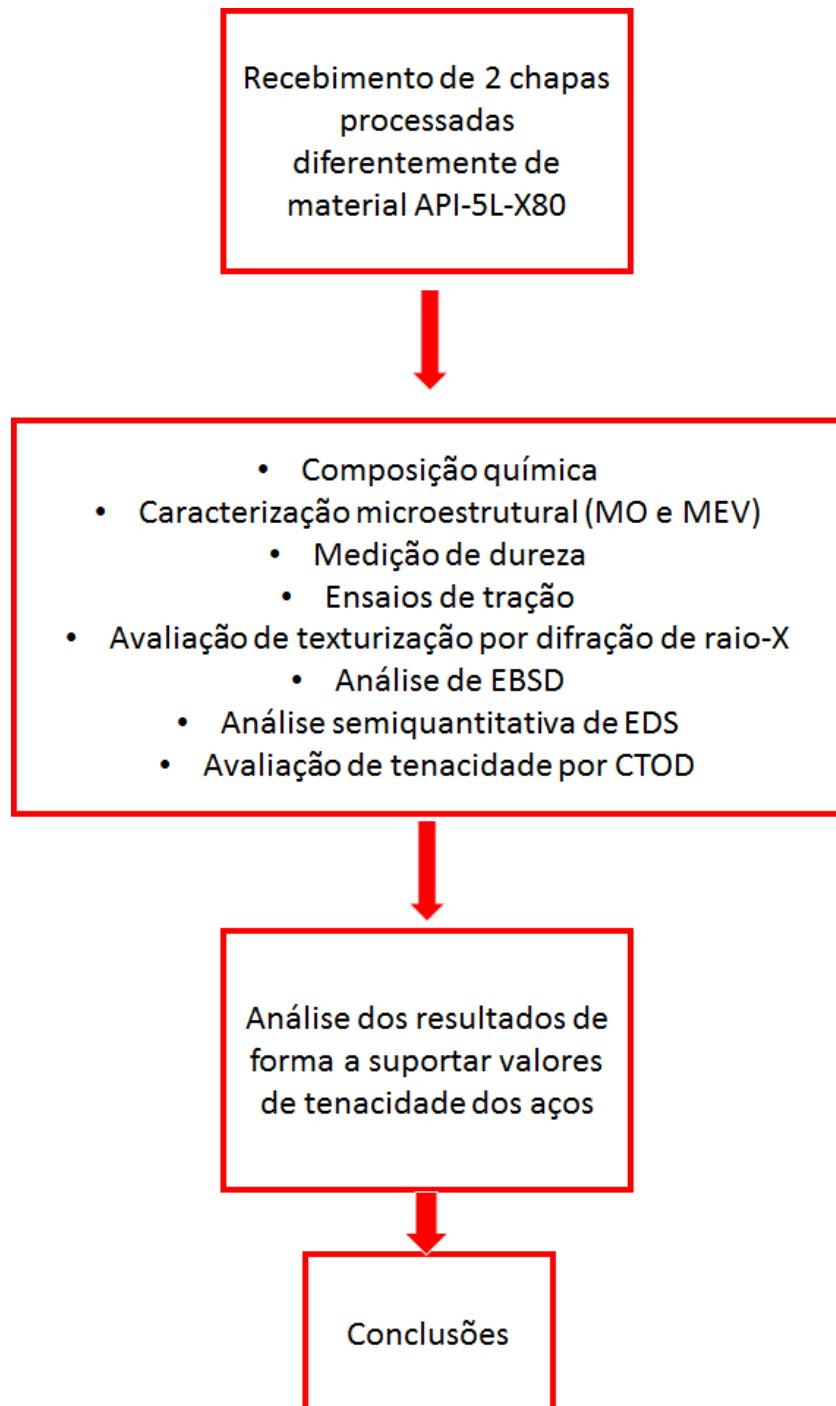


Figura 3.1: Fluxograma delineando sequência dos procedimentos do trabalho.

3.2. Materiais

Foram utilizadas amostras retiradas de um tubo de aço (API-5L-X80), empregado no transporte de gás e óleo. O material de base foi doado por duas empresas diferentes, confeccionados por rotas diferentes, ambos tendo sido tratados por TMCP, porém um destes finalizado com resfriamento acelerado. A partir deste ponto no trabalho o aço resfriado rapidamente será chamado de X80-ACC e o outro de X80-TM para distingui-los.

A análise da composição foi realizada com um espectrômetro SpectroMaxx (Figura 3.2) na face superior e na altura média da espessura da chapa, com 3 repetições para abranger o maior número de pontos representativos possível e assim obter uma composição próxima da real. O carbono e enxofre foram analisados num equipamento separado.



Figura 3.2: Equipamento SpectroMaxx para análise da composição química.

A análise química foi realizada e segue conforme a Tabela 3.1. Segundo a norma API-5L/ISO-3183, o carbono equivalente (CE_{Pcm}) é dependente do teor de C, Si, Cu, Ni, Cr, Mo, V e B e apresentou valor menor em ambos os aços do que o limite estabelecido para classificação PSL 2 da mesma norma. Alguns outros elementos foram encontrados em baixas quantidades e foram

considerados como indesejados. Nota-se também o baixo teor de enxofre, apresentado em parte por milhão (ppm), considerado como residual. Vale notar que é desejável minimizar tal elemento na liga, e, portanto, quanto menor seu teor apresentado no aço, maior o controle de fabricação do mesmo.

Tabela 3.1: Composição química dos aços API-5L- PSL 2 X80, X80-ACC e X80-TM. * Valor em ppm.

Aço	C ¹	Mn ²	P*	V+Nb+Ti	Ti	Si	Ni	S*	CE Pcm
API X80 Ref.	0,18	1,90	250	≤ 0,15	0,06	0,45	≤1	150	0,25
X80-ACC	0,05	1,73	90	0,06	0,01	0,26	0,25	4	0,18
X80-TM	0,08	2,07	50	0,12	0,01	0,22	0,01	22	0,22

¹ Teor de carbono limite para aços não soldados é de 0,18% e para aços soldados, 0,12%.

² Valor de manganês permitido é de 1,90 para aços não soldados, e para cada 0,01% a menos de carbono em relação ao limite máximo estipulado, permite-se a adição de 0,05% de manganês até um limite de 2,00% Mn.

De acordo com a normal API-5L PSL 2 (API/ISO 2007) para aços não soldados X80, o limite de manganês é de 1,90%. Para o aço X80-TM, com a diferença de 0,10% de carbono em relação ao limite, o limite de manganês passa a ser 2,40%, porém limitado pelo teto máximo de 2,00%, o que o desclassifica como X80, pois apresentou apenas 2,07% de manganês, o que o enquadra como um X90. Fora o manganês, todos os elementos estão em conformidade. No entanto, por ser atualmente comercializado como X80, o aço TM ainda será referenciado neste trabalho como X80-TM, além do fato da norma API 2007 deixar claro que outras composições podem ser fornecidas pelo produtor de acordo com o cliente desde que satisfaça os limites de enxofre e fósforo.

Há, portanto, um maior teor de enxofre e manganês no aço X80-TM, o qual apresentou formação de sulfeto de manganês (MnS) como será apresentado mais adiante. O X80-TM também possui maior teor de carbono e carbono equivalente, conferindo-lhe maior resistência mecânica e maior formação de perlita.

3.3. Análise Microestrutural

3.3.1. Micrografia

Para avaliação microestrutural, as micrografias foram realizadas após preparação metalográfica dos metais. Primeiramente as chapas foram cortadas em pedaços menores e tanto para o X80-ACC e X80-TM, amostras em todas as direções foram embutidas em baquelite. Ou seja, na direção de laminação (plano normal-transversal ou NT), direção transversal (plano laminação-normal ou LN) e direção normal (equivalente ao plano transversal-laminação, TL).

As amostras foram preparadas de modo convencional, de acordo com a norma ASTM E3, sendo lixadas mecanicamente por lixas de SiC de granulometria partindo de 100 até 1200 µm. Após isto, as amostras foram polidas em pastas de diamante de 3 e 1 µm e posteriormente polidas em suspensão de sílica de 0,06 µm.

Para microscopia óptica (MO), as amostras metálicas embutidas foram atacadas quimicamente para revelação do contorno de grão e microconstituintes. O reagente químico utilizado foi Nital 2%, imersão por 10 segundos. Outro reagente químico também utilizado foi o Marshall, para análise microestrutural do contorno prévio de grão austenítico de aço de baixo carbono, de acordo com ASM MetalsHandbook (Volume 9). As micrografias óticas foram realizadas em um microscópio ótico da marca Zeiss, modelo AxioObserver MAT do tipo Z1m motorizado, com software AxioVision SE64 para captura e tratamento de imagens como mostra a Figura 3.3



Figura 3.3: Microscópio Zeiss AxioObserver para realização das MOs.

Para a microscopia eletrônica de varredura (MEV), o equipamento utilizado foi o FEI Quanta 650 FEG, instalado no LNNano/CNPEM. Tal técnica foi utilizada para maior resolução e aumento, permitindo assim maiores detalhes das fases e microconstituintes presentes nos aços estudados e caracterização do tipo de fratura ocorrida nos ensaios mecânicos.

3.3.2. Difração de Raio-X

A difração de Raio-X foi realizada nas amostras de X80-ACC e X80-TM no plano NT. O difratômetro utilizado é da marca Panalytical, modelo X'Pert PRO MRD XL. Foram realizadas medições de difração padrão para análise das fases presentes no aço. Posteriormente medição de orientação preferencial, gerando figuras de polo. No entanto muito já foi dito a respeito das figuras de polo não serem suficientes e conterem uma informação incompleta e semiquantitativa (SUWAS, 2008). Portanto, para melhor caracterizar a orientação cristalográfica, uma função de distribuição de orientação de cristais pode ser gerada (FDOC ou FDO – em inglês, CODF ou ODF). Este é constituído de um mapa no qual é definido por três rotações de ângulos Euler para coincidir os eixos dos grãos com os eixos da amostra em si. O tratamento das figuras de polo foi feito no Matlab e a partir destas foi gerada uma função de distribuição de orientação (FDO).



Figura 3.4: Difratômetro Panalytical utilizado para realização dos ensaios de difração de raio-X no laboratório LNNano dentro do CNPEM.

O padrão de difração foi realizado com radiação Cu K-alfa de $\lambda = 0,154059$ nm, velocidade de varrimento contínua de $0,14^\circ/\text{min}$, a $0,02^\circ$ por passo e ângulo 2θ de 40° a 100° . Na medição de orientação preferencial, Cu K-alfa de $\lambda = 0,154059$ nm de varredura contínua, φ desde 0° até 360° em passos de 3° e χ indo de 0° a 87° em 3° por passo.

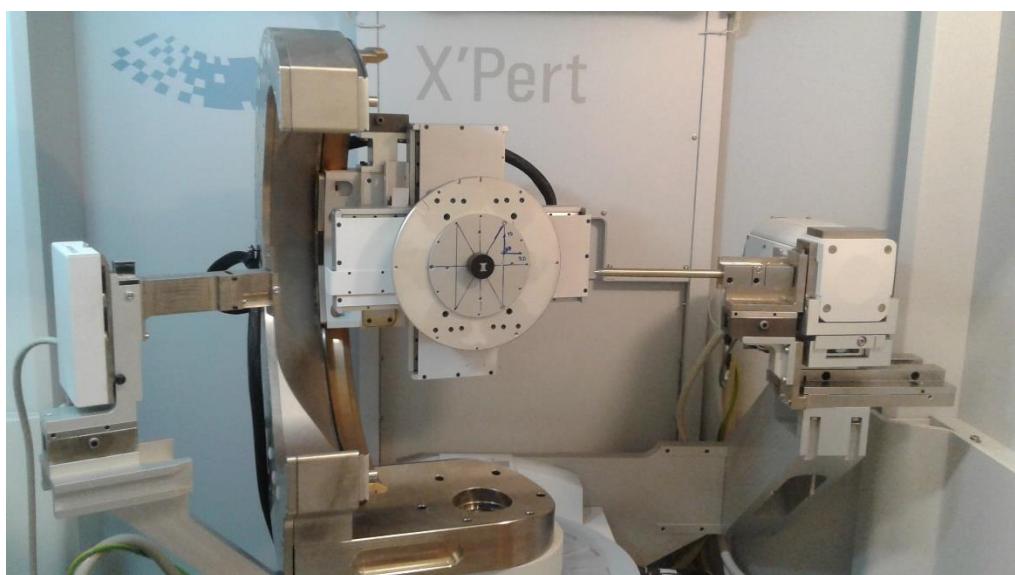


Figura 3.5: Parte interna do difratômetro onde os CPs são acoplados, conhecido como berço.

3.3.3. Difração de Elétrons Retroespalhados

A técnica de difração de elétrons retroespalhados, conhecida como EBSD (Electron Back scattered Diffraction) foi realizada para identificar orientação cristalográfica, tamanho de grão e quantidade das fases no material. Foi utilizado para tal o microscópio FEI Quanta 650 FEG, que possui acoplado no mesmo um detector de EBSD. Além disso, foi feita análise de orientação dos grãos próximos ao início da propagação da trinca em amostras usadas nos ensaios de CTOD para avaliação da tenacidade. CPs no sentido L-T e T-L foram seccionadas ao longo do comprimento do CP e a seção transversal da fratura foi embutida em baquelite condutora para análise. Os mapas foram adquiridos usando 20 kV e passo de 2,5, 1 e 0,1 µm. Os resultados foram processados para se obter o tamanho de austenita prévia, o tamanho de grão ferrítico, o tamanho de grão efetivo (desorientação maior que 15º entre grãos) e a orientação dos grãos próximo ao caminho da propagação das trincas. Para a aquisição dos mapas de orientação no MEV-EBSD utilizou-se o software AZtecHKL de *Oxford instruments* e para o pós-processamento usou-se o software Channel 5-Tango.

Para comparar os dados de tamanho de grão provenientes do EBSD, outra medida de granulometria foi feita por meio do software Image J.

3.3.4. Espectroscopia de Energia Dispersiva

Espectroscopia de energia dispersiva, também conhecida como EDS (energy dispersive spectroscopy) ou XEDS (x-ray energy dispersive spectroscopy) é uma análise semiquantitativa de composição química por ser limitada a uma região pequena e focada. Porém, esta técnica é muito utilizada para detectar composição química pontuais, como em caso de precipitados, óxidos e inclusões. O microscópio FEI Quanta 650 FEG também possui acoplado em seu sistema um detector de EDS.

As análises de EDS foram realizadas quando foi possível a localização de precipitados ou inclusões ao explorar as superfícies pelo MEV. Na tentativa de realizar uma mediação mais ampla, uma linha de medição (linescan) foi feita

ao longo de toda a espessura do material e depois três medidas de 0,6 µm. A linha ao longo da espessura foi uma medição grande e relativamente rápida demais, de forma que foi ignorada.

3.4. Ensaios Mecânicos

3.4.1. Dureza

A medição de microdureza foi feita de modo automático utilizando o macro/microdurômetro Leco LMV50-V (Figura 3.6) com penetrador Vickers. Utilizou-se carga de 200 gf por 15 segundos para realizar um mapa, uma malha de pontos. Houve distância suficiente entre indentações de forma a assegurar a distância mínima de duas vezes e meia o tamanho da indentação no material. O software utilizado foi o Amh43.

A partir deste mapa, os dados foram processados e três linhas base foram tomadas e sua média tirada para ser considerada como linha média de dureza. As medições de dureza foram realizadas nos aços X80-ACC e X80-TM nos planos NT e NL.



Figura 3.6: Macro/Microdurômetro Leco LMV50-V.

3.4.2. Ensaio de Tração

Os materiais obtidos foram usinados para confecção de CPs para ensaios de tração nas direções transversal (DT) e longitudinal (DL) (X), três repetições por cada direção e temperatura. Corpos de prova cilíndricos com 6

mm de diâmetro na seção útil foram utilizados. Os ensaios foram realizados em três temperaturas diferentes (25 , -20 e -40 °C). Este ensaio baseou-se na norma ASTM-E8/E8M (2011). Os ensaios foram realizados por controle de deslocamento a uma taxa de 3 mm/min. Todos os ensaios de tração foram realizados na máquina hidráulica MTS 380.

3.4.3. Ensaio CTOD

Os ensaios de CTOD foram realizados na MTS, equipamento servo-hidráulico, modelo 380 com capacidade de até 250 kN. Dentro do laboratório há duas células de carga, uma de 100 kN e 250 kN, múltiplos sensores do tipo axiais, extensômetros, clip-on-gage, que permitem fazer ensaios de tração, compressão, fadiga, crescimento de trinca por fadiga, tenacidade à fratura, entre outros. Adicionalmente, a máquina possui uma câmara ambiental para controle de temperatura, MTS 651, que permite ensaios -93 e 315 °C. Um reservatório de nitrogênio líquido (*dewar*) foi utilizado para resfriar as amostras durante o ensaio para temperaturas negativas.

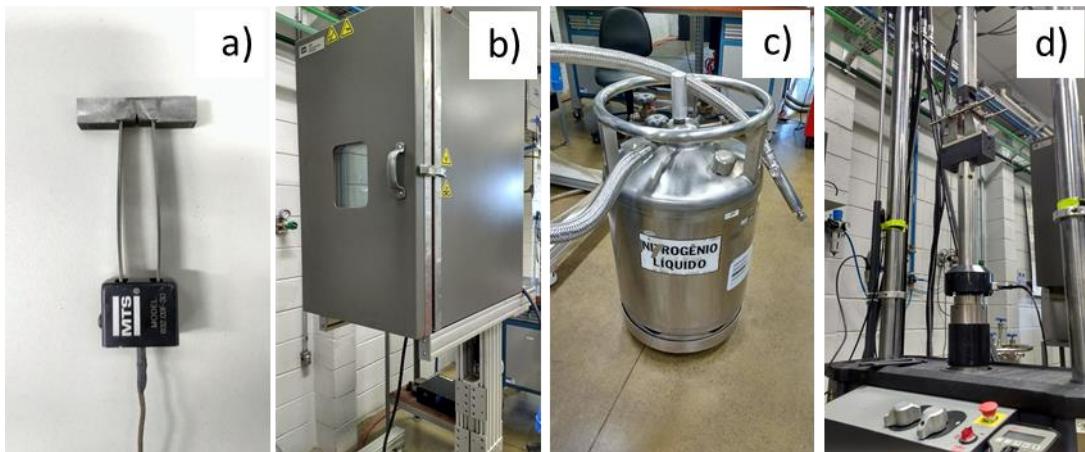


Figura 3.7: Equipamentos e acessórios, a) clip-on-gage para medição da abertura da boca do CP, b) câmara térmica ambiental, c) Dewar - reservatório de nitrogênio líquido, d) MTS com garras para ensaio de flexão três pontos de CTOD.

O clip-on-gage (Figura 3.7 (a)) utilizado é do tipo COD (crack open displacement) com faixa de -12 a $+12$ mm e faixa de temperatura de trabalho de -100 a $+150$ °C. Para acoplamento do gage, foi resolvido empregar

elementos parafusados e reutilizáveis adicionais com forma de pequenas facas (knife edges).

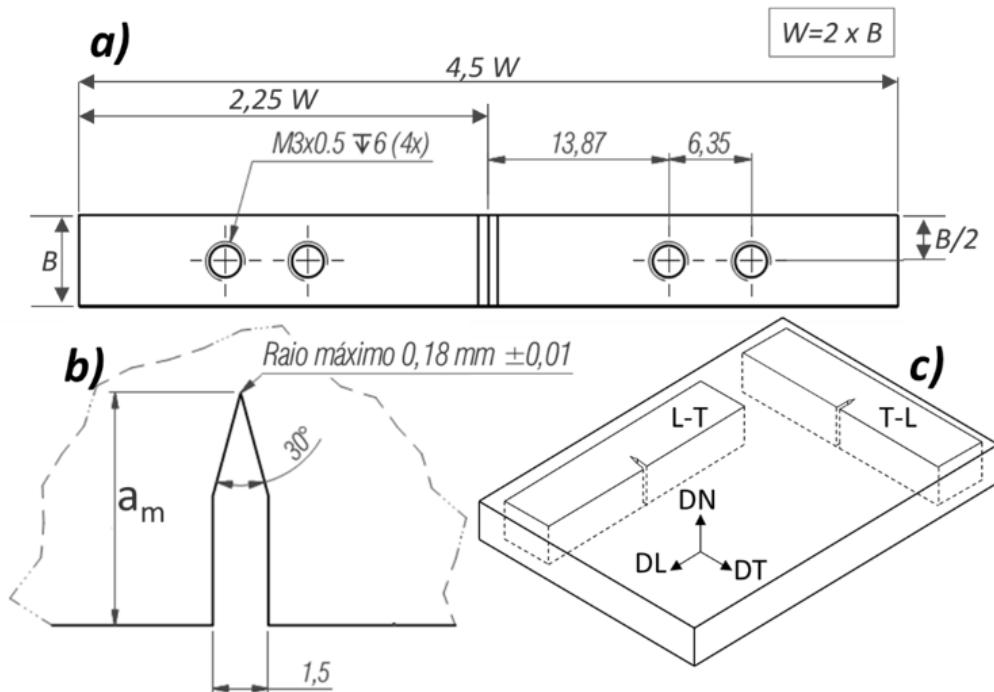


Figura 3.8: Desenho técnico para usinagem dos CPs para ensaio de CTOD, a) CP para CTOD com especificações, b) detalhe do entalhe e suas dimensões e c) direções de usinagem com relação direção CP – direção entalhe e direção de laminação, transversal e normal, retirado de AVILA (2016).

A avaliação da tenacidade foi realizada tanto para os metais recebidos em diferentes espessuras e temperaturas. O número de repetições mínimo foi de três ensaios para cada condição avaliada. As amostras de 7 mm de espessura do metal de base dos aços X80-ACC e X80-TM foram submetidos a ensaios de tração e CTOD nas direções L-T e T-L em temperatura ambiente afim de comparar a influência da anisotropia na tenacidade à fratura entre as ligas.

Os ensaios de CTOD foram baseados nas especificações da norma ASTM E1820 (2014), E 1290-08 (2010) e British Standard 7448. A geometria do corpo de prova (CP) selecionado foi do tipo flexão em três pontos – SE(B) (single edge bending) –, por este consumir uma menor quantidade de material da junta soldada na sua confecção (Figura 3.8). A dimensão, temperatura e

outros parâmetros foram variados para determinar as melhores condições de avaliação da tenacidade.

Alguns ensaios preliminares foram realizados inicialmente para avaliação dos parâmetros utilizados. A temperatura do ensaio foi definida como sendo 25 °C para dimensão de 7 mm e 0, -20 e -40 °C para de 15 mm. Uma razão de carregamento de 0,1 foi utilizada ($F_{min}/F_{max} = R = 0,1$). No entanto esta razão foi mudada para 0,5 posteriormente. Na Tabela 3.2 a seguir seguem os parâmetros utilizados em detalhe.

Tabela 3.2: Alguns parâmetros sem relação aos corpos de prova durante o pré-trincamento

B (mm)	Observações	Força lateral (kN)	R= F_{min}/F_{max}	Profundidade entalhe lateral – duas faces (%)	K final do pré-trincamento (MPa.m ^{1/2})
7	---	---	0,1	---	20
15	---	99	0,5	20	20

* AVILA et al. (2016) apresenta mais ensaios realizados com o mesmo material e outras dimensões para maiores informações.

3.4.4. Equacionamento do CTOD

Os valores de tensão de escoamento (σ_{YS}) e limite de resistência (σ_{TS}) nas diferentes temperaturas foram obtidos nos ensaios de tração. Na Tabela 3.3, são apresentadas algumas constantes requisitadas pelas normas ASTM-E1820-13 (2014) e ASTM-E1290-08 (2010).

Tabela 3.3: Fatores usados no cálculo do CTOD.

Constante	Símbolo	Valor
Coeficiente de Poisson	v	0,3
Módulo Elástico (GPa)	E	205
Altura das facas (mm)	z	3,1
Fator adimensional	α	0

O valor de CTOD (δ) de acordo com a equação dada pela norma ASTM-

E1820-13 (2014) segue de acordo com:

$$\text{Equação 1: } \delta = \frac{J}{m\sigma_Y}$$

Para a determinação do CTOD (δ) usando a norma ASTM-E1290-08 (2010) deve-se usar a Equação 2.

$$\text{Equação 2: } \delta = \frac{1}{m\sigma_Y} \left\{ \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + \frac{\eta A_p}{B(W-a_0)\left(1+\frac{(\alpha+z)}{(0.8a_0+0.2W)}\right)} \right\}$$

O fator $\left(1 + \frac{(\alpha+z)}{(0.8a_0+0.2W)}\right)$ é um termo único da norma ASTM E1290-08 (2010). O cálculo da integral J também apresenta as parcelas elástica e plástica como apresentado na Equação 3:

$$\text{Equação 3: } J = J_{el} + J_{pl} = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + J_{pl}$$

Quando $a=a_0$

$$J_{pl} = \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{B_N b_0}, \text{ então } J = J_{el} + J_{pl} = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{B_N b_0}$$

Valores como a força máxima (P) e área embaixo da curva (A_{pl}) são determinados desde a curva P vs. COD; fatores como a espessura da amostra (B) e da amostra com entalhe lateral - side groove - (B_N) são dependentes da geometria. O fator m é igual para ambas as normas ASTM-E1820-13 (2014) e ASTM-E1290-08 (2010) e depende da geometria, das propriedades do material e da relação a_0/W , como apresentado na Equação 4.

$$\text{Equação 4: } m = A_0 - A_1 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right) + A_2 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^2 - A_3 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^3$$

Onde:

$$\text{Equação 5: } A_0 = 3,18 - 0,22 \left(\frac{a_0}{W} \right)$$

$$\text{Equação 6: } A_1 = 4,32 - 2,23 \left(\frac{a_0}{W} \right)$$

$$\text{Equação 7: } A_2 = 4,44 - 2,29 \left(\frac{a_0}{W} \right)$$

$$\text{Equação 8: } A_3 = 2,05 - 1,06 \left(\frac{a_0}{W} \right)$$

O fator de intensidade de tensões (K) apresenta cálculos diferentes para a ASTM-E1820-13 (2014) e ASTM-E1290-08 (2010) e é de acordo com Equações 9 e 10, respectivamente, obtendo o mesmo o resultado final. A vantagem em se usar a 9 é que esta considera corpos de prova com entalhes laterais (*side grooves*).

$$\text{Equação 9: } K = \left[\frac{PS}{(BB_N)^{\frac{1}{2}} W^{\frac{3}{2}}} \right] f \left(\frac{a}{W} \right)$$

$$\text{Equação 10: } K = \left[\frac{P}{BW^{1/2}} \right] f \left(\frac{a}{W} \right)$$

Os valores de η_{pl} e $f \left(\frac{a}{W} \right)$ dependem da geometria e da relação a_0/W .

Para a norma ASTM-E1820-13 (2014):

$$\text{Equação 11: } f \left(\frac{a}{W} \right) = \frac{3 \left(\frac{a_0}{W} \right)^{1/2} \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right) \left(2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 \right) \right]}{2 \left(1 + 2 \frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{3/2}}$$

$$\text{Equação 12: } \eta_{pl} = 3,667 - 2,199 \left(\frac{a_0}{W} \right) + 0,437 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2$$

Para a ASTM-E1290-08 (2010):

$$\text{Equação 13: } f \left(\frac{a}{W} \right) = \frac{6 \left(\frac{a_0}{W} \right)^{1/2} \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right) \left(2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 \right) \right]}{\left(1 + 2 \frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{3/2}}$$

$$\text{Equação 14: } \eta_{pl} = 3,785 - 3,101 \left(\frac{a_0}{W} \right) + 2,018 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2$$

Os cálculos neste trabalho foram realizados usando o equacionamento apresentado na norma ASTM-E1820-13 (2014).

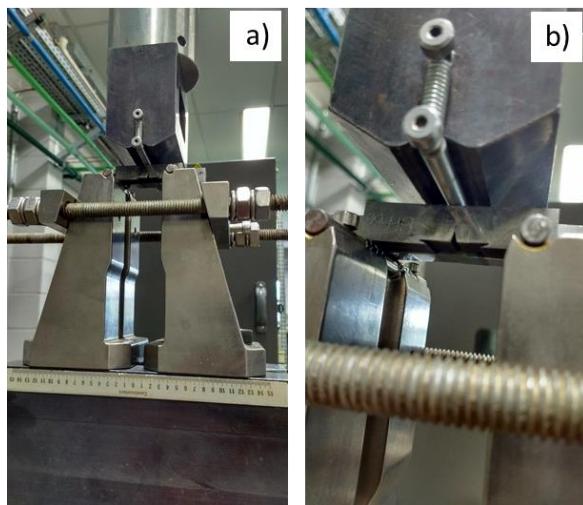


Figura 3.9: MTS com garra para ensaio CTOD, a) vista do jogo para flexão três pontos e b) detalhe do CP alocado na garra.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Análise Microestrutural

4.1.1. Micrografia

Ambos os aços X80-ACC e X80-TM foram preparados para metalografia e atacados, revelando sua microestrutura. Imagens foram tiradas como mostra a Figura 4.1. Nota-se que o aço X80-ACC possui uma microestrutura mais homogênea, constituído em sua maior parte de ferrita quase-poligonal, enquanto o X80-TM possui uma microestrutura fortemente bandeada, constituída de ferrita poligonal e quase-poligonal. Além disso, nota-se maior presença de grãos escuros no aço X80-TM os quais são constituídos ferrita e cementita, portanto há uma formação menor de perlita no aço X80-ACC do que no X80-TM, o que era esperado devido o maior teor de carbono neste.

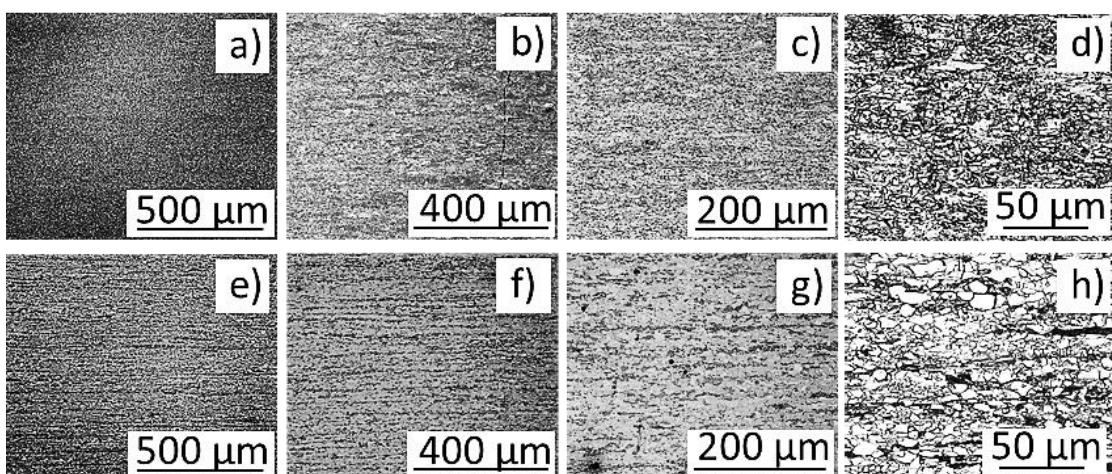


Figura 4.1: Micrografia ótica dos aços API-5L-X80 no plano NL, a), b), c), d) X80-ACC, microestrutura homogênea e grãos ferríticos quase-poligonais. e), f), g), h) X80-TM, linhas de bandeamento, ferrita alongada e presença de perlita.

A seguir na Figura 4.2, imagens do X80 atacado com reagente Marshall na tentativa de revelar o contorno austenítico. De acordo com o ASM MetalsHandbook, o reagente Marshall ele diferencia a cementita e revela contorno prévia de grão austenítico em aços baixo carbono.

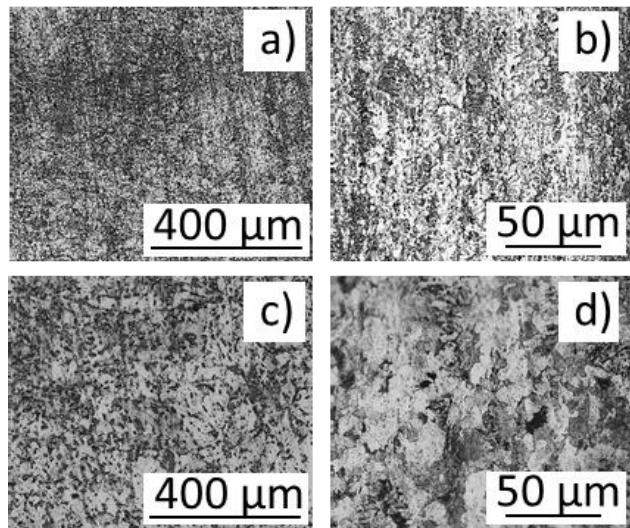


Figura 4.2: Amostras no plano LT atacadas com reagente Marshall, a) e b) X80-ACC, c) e d) X80-TM.

Além da estrutura bandeada, é possível notar que o aço X80-TM também apresentou efeito de macro segregação devido a solidificação do aço. A Figura 4.3 mostra uma faixa visível de segregação.

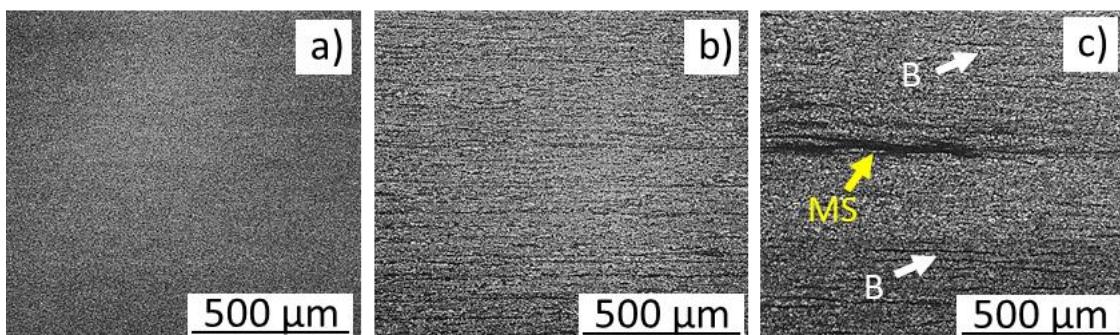


Figura 4.3: a) X80-ACC no plano NL, b) X80-TM no plano NL e c) X80-TM no plano NT. MS: Macrosegregação, B: bandeamento.

As imagens de MEV seguem como abaixo e foram de utilidade para revelar em maiores detalhes as microestruturas dos aços presentes neste estudo. O aço X80-ACC apresentou pouca formação de perlita devido ao baixo teor de carbono e também ao procedimento de resfriamento acelerado pós processo termomecânico de laminação controlado.

Também houve a formação de bainita no aço X80-ACC devido o resfriamento acelerado. Notam-se finas ripas de cementita entre ferritas,

caracterizando bainita. Em aumentos maiores percebe-se a precipitação de debris de cementita dentro de alguns grãos ferríticos, podendo assim classificar os pacotes de bainita como bainita inferior. Também há a formação incompleta de algumas fases, a qual muitos autores atribuem a nomenclatura de Martensita-Austenita (M-A) para tais.

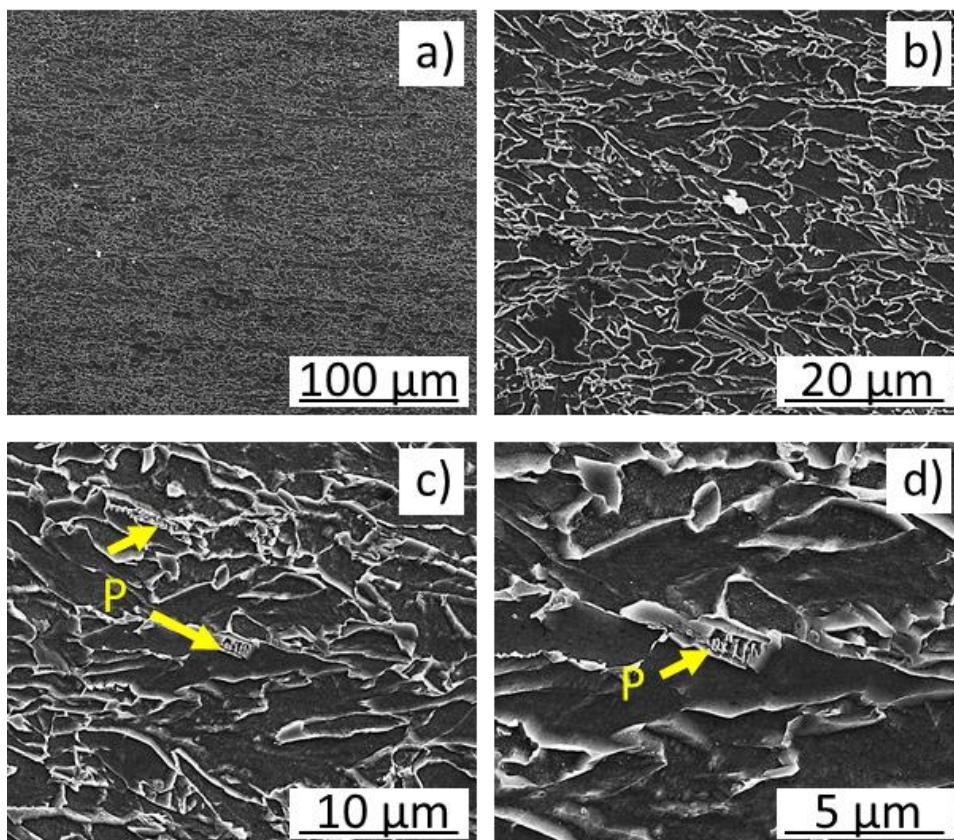


Figura 4.4: Aço X80-ACC, a) microestrutura homogênea, b) grãos alongados, c) e d) maior detalhe. P: perlita.

O aço X80-TM Apresentou uma diferença clara de bandeamento em comparação com o X80-ACC. Além disso, foi encontrado no X80-TM mais impurezas, inclusões e fases indesejadas. Na Figura 4.6 pode-se notar a presença de inclusões nas imagens c), d) e e). A posterior análise no EDS permitiu a conclusão de que a fase alongada na Figura 4.15 é sulfeto de manganês, composto comum de aços laminados e com presença de enxofre e manganês.

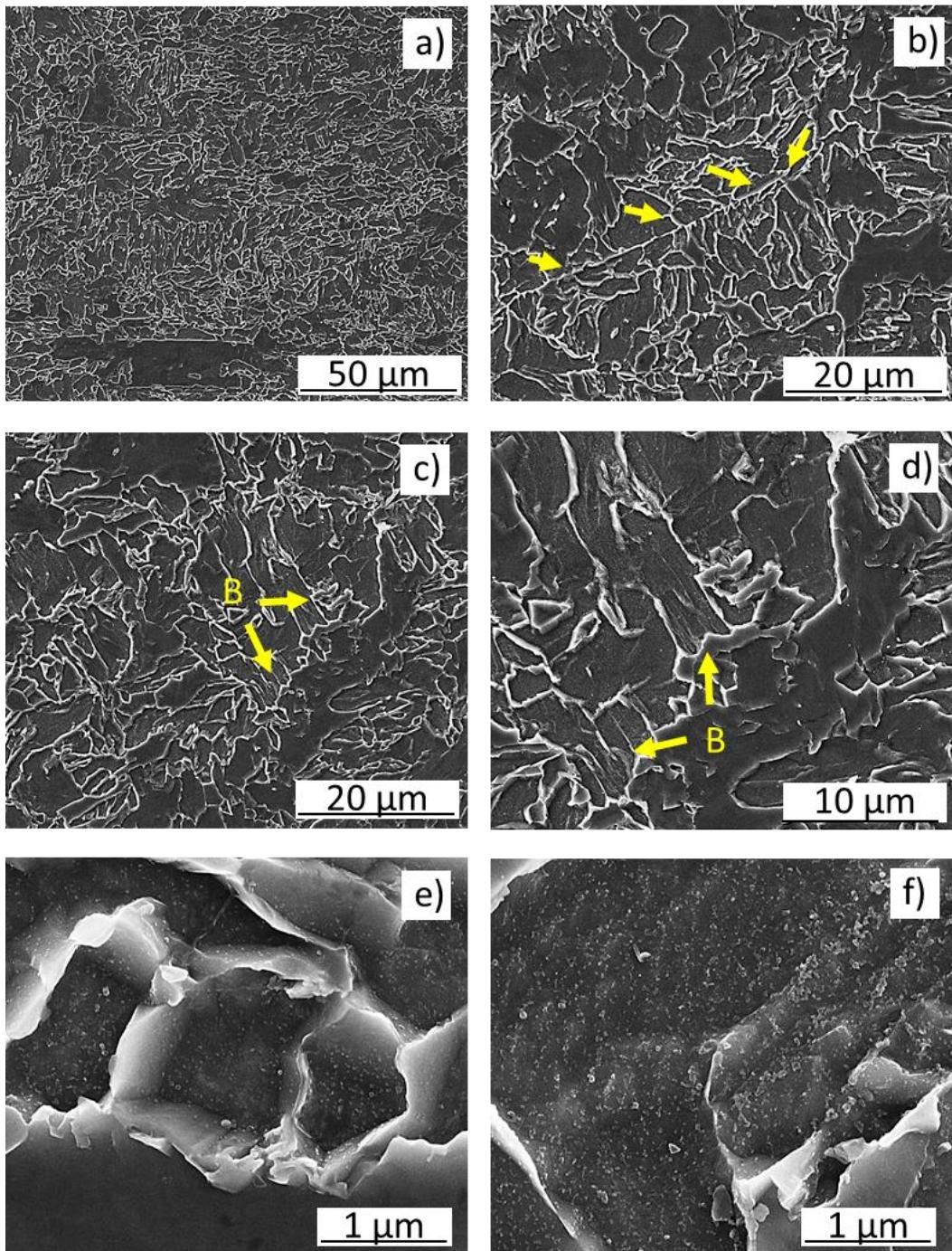


Figura 4.5: Aço X80-ACC, a) microestrutura homogênea, b) setas amarelas indicando o crescimento bainítico, c) e d) B: bainita e) e f) debris de cementita e M-A.

Primeiramente se forma um precipitado de morfologia esférica e mole. Quando o aço passa pelo processo de laminação, este se alonga fortemente, sendo prejudicial para as propriedades mecânicas do aço. Também houve a formação de microfases, fases as quais não se pode identificar com plena

certeza, além da formação de M-A, que é um termo geral utilizado para produtos de transformação incompleta, formando pequenas ripas características de martensita, porém tampouco sendo possível de se caracterizar totalmente.

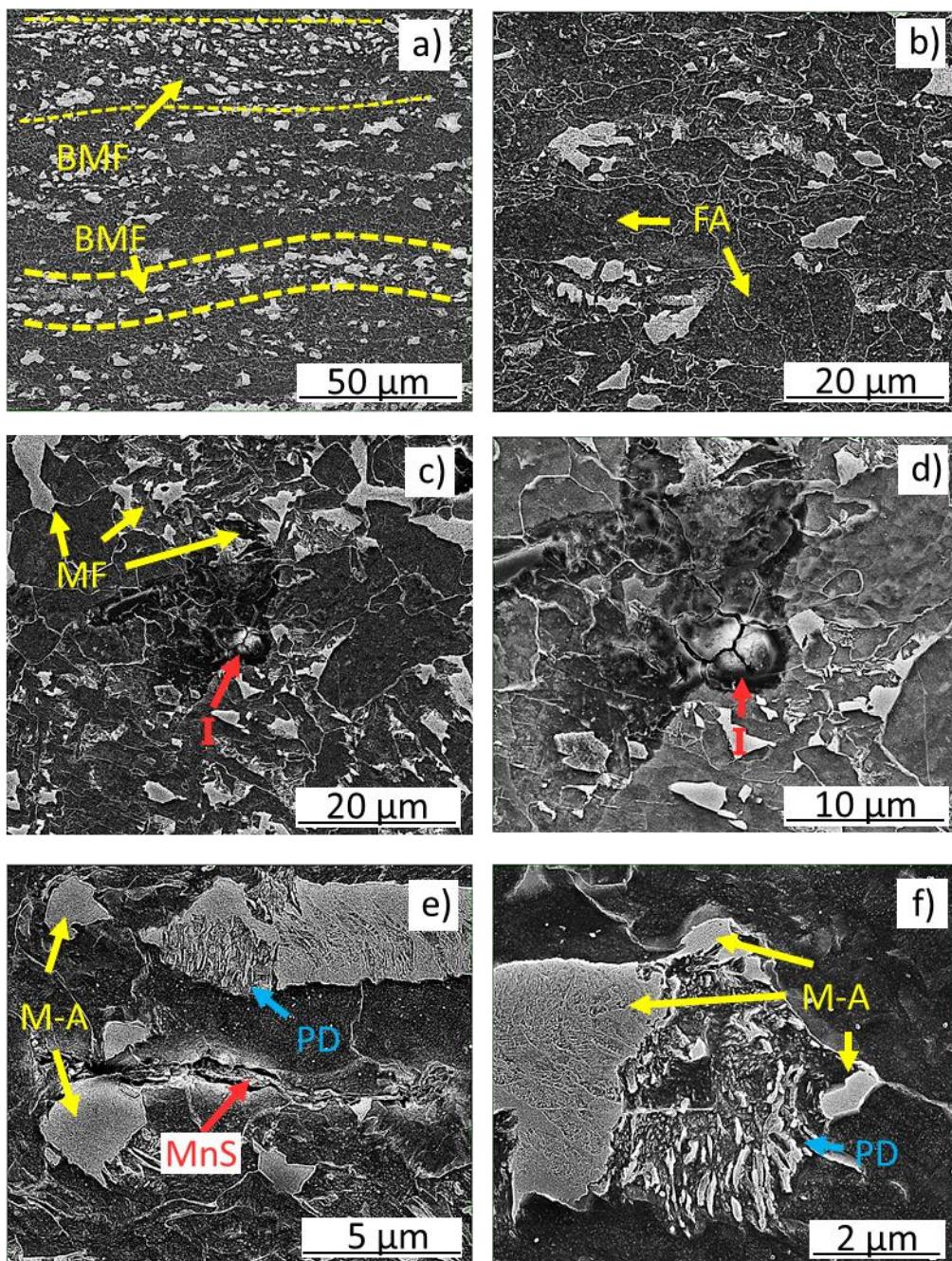


Figura 4.6: Aço X80-TM, a) BMF: bandeamento de microfases, b) FA: ferrita alotriomórfica, c) MF: microfases, I: inclusão/impureza, d) detalhe da impureza, e) partícula de MnS alongada, PD: perlita degenerada, f) PD: perlita degenerada e M-A: martensita-austenita. MF e M-A considerados como produtos de transformação incompleta.

Nota-se pela Figura 4.7(a) a formação literal de pacotes de bainita no aço X80-ACC e seu grande tamanho. Detalhe em (c), revelando a microestrutura em ripas aglomeradas. Já o aço X80-TM apresentou bem mais formação de microfases e sua segregação formando zonas de bandeamento.

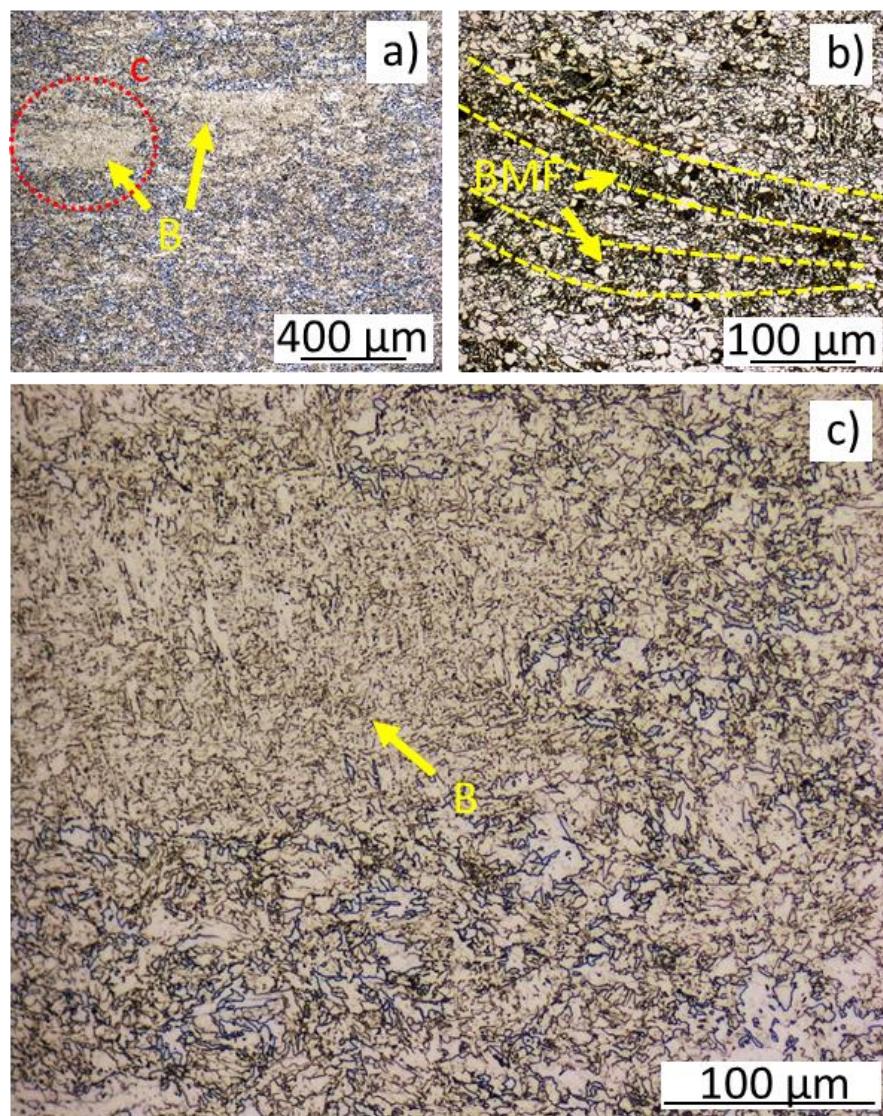


Figura 4.7: Aço X80 atacado com nital 5%, a) X80-ACC, B: bainita, b) X80-TM, BMF: bandeamento microfases, c) detalhe “c” em (a), microestrutura bainítica.

4.1.2. Difração de Raio-X

A difração apresentou resultados de grande interesse com relação as fases presentes bem como em relação a orientação cristalográfica. O Difratograma segue como na Figura 4.8.

A difração de raio-X captou a presença da fase ferrita apenas. Apesar do aço apresentar cementita, austenita retida e algumas outras fases, a medida do raio-X não é pontual, varrendo muitos grãos e ignorando valores muito baixos.

Além do padrão de difração, um mapa de figura de polo foi construído (Figura 4.9). As figuras de polo obtidas são típicas de aços de estrutura CCC laminados. Sabe-se que o plano de clivagem em aços CCC é paralelo ao {001}.

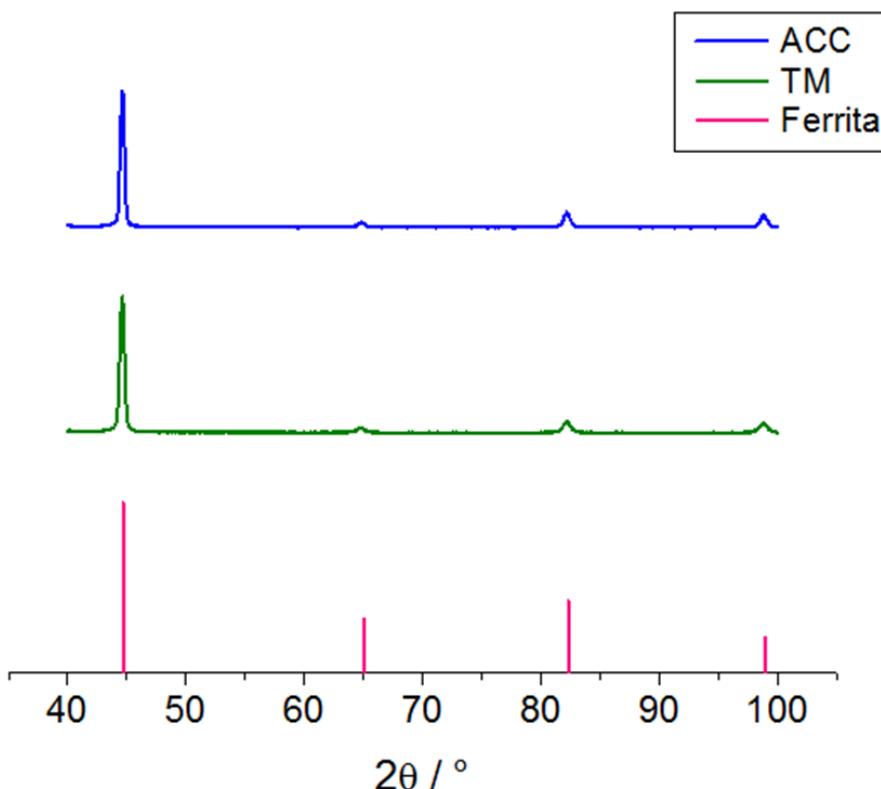


Figura 4.8: Difratograma gerado dos aços junto ao padrão da difração da ferrita.

Através da análise da figura de polo, nota-se que o plano (200), o qual é paralelo e similar ao (100) contido na família de planos {001}, apareceu entre a direção de laminação e normal. Mais detalhadamente, no aço X80-ACC o plano (200) apareceu com baixo espalhamento na direção de laminação e entre a direção de laminação e normal. Para o aço X80-TM, o plano (200) apresentou-se na normal, com um pouco de espalhamento para a direção transversal,

fracamente na direção de laminação e intensamente entre a direção de laminação e normal.

Para melhor caracterizar a orientação cristalográfica, uma FDO foi gerada como mostra a Figura 4.10. Sugere-se que, pelo fato das intensidades apresentadas no aço X80-ACC serem menores, este tenha uma orientação preferencial menos intensa talvez por ter sofrido menos passos de laminação na zona intercritica, pois é nesta região de laminação que são criadas texturas cristalográficas (GOMES *et al.*, 2004). Pela FDO obtida pelo EBSD, o aço X80-ACC apresenta uma fibra alfa parcial, variando de {001}[110] até {113}[110], e orientações preferenciais em {001}[110] e {332}[113]. Para o aço X80-TM, pela análise do EBSD, a FDO apresentou apenas um pico de alta intensidade na orientação de {112}[110].

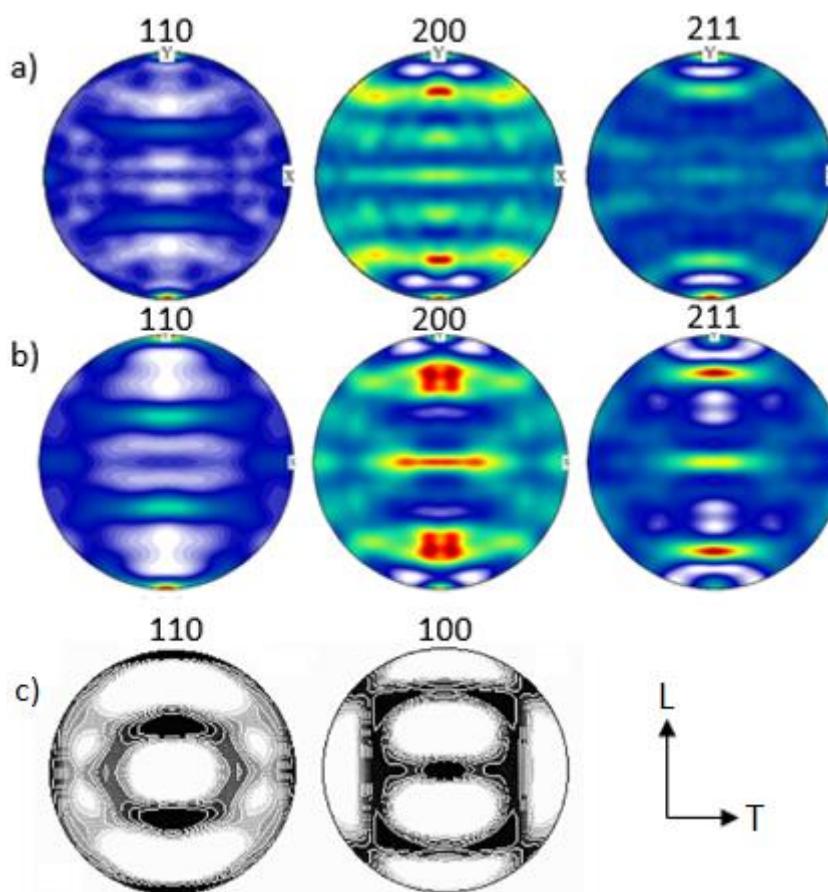


Figura 4.9: Figura de polo geradas por meio da análise de difração de raio-X, a) aço X80-ACC, b) aço X80-TM, c) Metal de referência de estrutura CCC, KOCKS (1998).

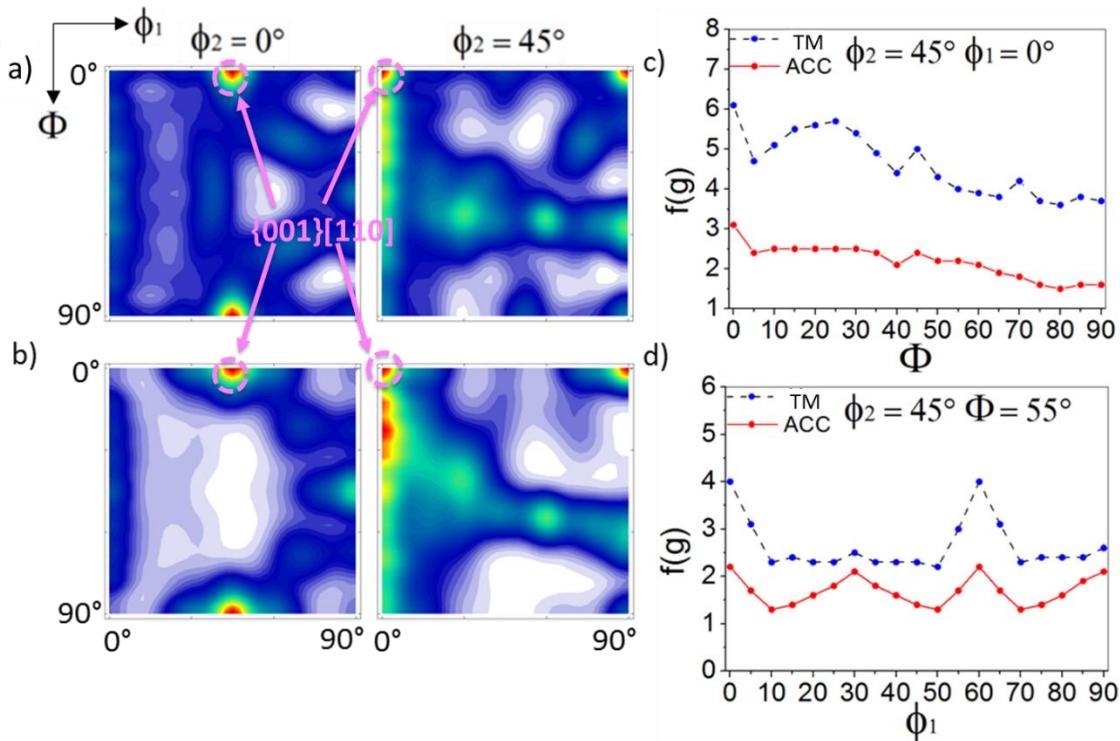


Figura 4.10: FDO a) gerada pela análise da difração de raio-X nas amostras X80-ACC e X80-TM, b) gerada por meio do EBSD nas amostras X80-ACC e X80-TM, c) perfil de intensidade ao longo da fibra alfa e d) legenda com indicação de texturas e fibras, ¹ cubo rodado, ² fibra alfa e ³ fibra gama.

4.1.3. EBSD

A análise de EBSD é composta de difração de elétrons e traz resultados de orientação cristalográfica, variação de orientação atômica, e com isso o operador pode obter resultados aproximados de tamanho de grão que usualmente é considerado em termos metalográficos como ângulos maiores que 15 °. O EBSD também mostra as fases presentes na microestrutura. No entanto essa medida pode ser semiquantitativa nas vezes em que o aumento é muito grande e apenas uma região muito particular da microestrutura é analisada. Portanto texturas avaliadas pelas duas técnicas coincidirão apenas se a região analisada pelo EBSD for representativa da textura encontrada no volume da amostra.

Tabela 4.1: Valores dos tamanhos de grão e razão de aspecto por meio do EBSD.

<i>Tamanho de Grão</i>					<i>Razão de Aspecto</i>				
X80	NT	NL	LT	Média	X80	NT	NL	LT	Média
ACC	1.6 ± 1.5	1.2 ± 1.2	1.4 ± 1.4	1.4 ± 1.4	ACC	1.9 ± 1.0	2.0 ± 1.0	1.7 ± 0.8	1.9 ± 0.9
TM	1.0 ± 0.8	1.4 ± 1.4	1.1 ± 1.2	1.2 ± 1.1	TM	1.5 ± 0.7	1.8 ± 0.9	1.7 ± 0.7	1.7 ± 0.8

Os resultados presentes na Tabela 4.1, portanto, mostram uma microestrutura mais grossa para o X80-ACC, no entanto o desvio é grande o suficiente para notar que os valores se sobrepõem e há regiões nas quais os grãos deste aço são menores do que no aço X80-TM. Porém, na média os grãos do X80-TM são menores. Uma possível explicação para isto é o fato do aço X80-TM possuir mais elemento de liga, principalmente de Ti, Nb e V, os quais retardam o crescimento de grão austenítico. Soma-se a isso o fato do passe de laminiação numa temperatura morna, na região intercrítica, o que resulta em uma deformação grande o suficiente para cominuir os grãos.

Como descrito, outra análise concomitante foi realizada junto ao EBSD para verificação do tamanho de grão. A utilização do software Image J para analisar tamanho de partículas, e o resultado foi como demonstrado a seguir, na Figura 4.11 e Tabela 4.2.

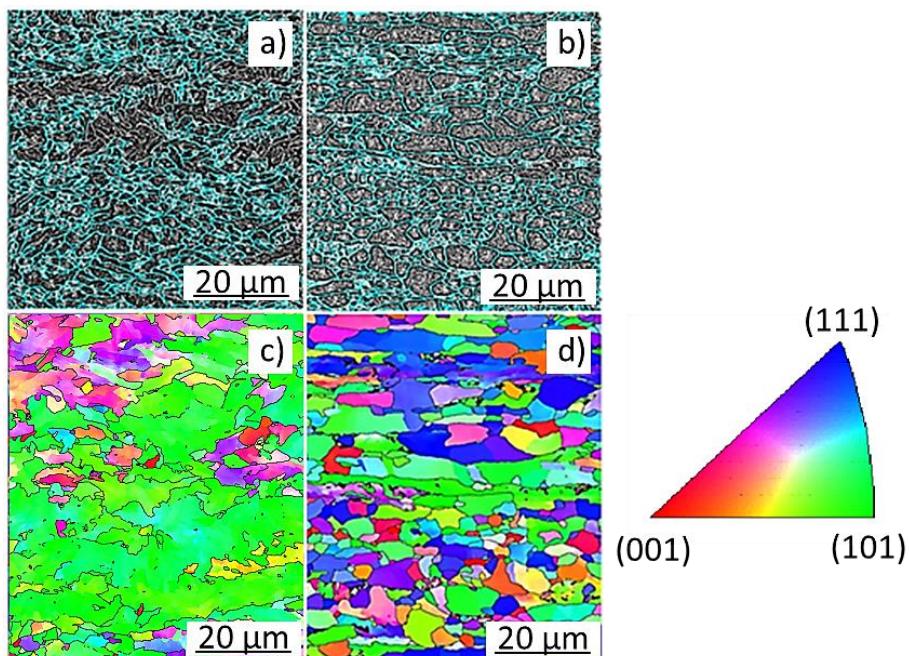
**Figura 4.11: Análise do tamanho de grão na face NL. Image J para o aço a) X80-ACC, b) X80-TM. Análise EBSD para o aço c) X80-ACC, d) X80-TM.**

Tabela 4.2: Valor de tamanho de grão de acordo com análise EBSD e Image J.

	EBSD	IMAGE J
X80-ACC	1.38 ± 1.37	1.16 ± 0.78
X80-TM	1.17 ± 1.14	0.98 ± 0.57

Interessante notar também que o aço X80-ACC apresenta uma razão de aspecto maior também, o que sugeriria maiores efeitos residuais da laminação, tendo os grãos sido alongados mais intensamente. No entanto a mesma consideração feita para o tamanho de grão pode ser feita para a razão de aspecto sendo que o valor do desvio de ambas as medidas é o suficiente para sobrepor os valores.

Para uma representação mais clara das direções da amostra, morfologia e análise de EBSD, um cubo esquemático foi construído para ilustração como as Figura 4.12 e Figura 4.13 mostram a seguir.

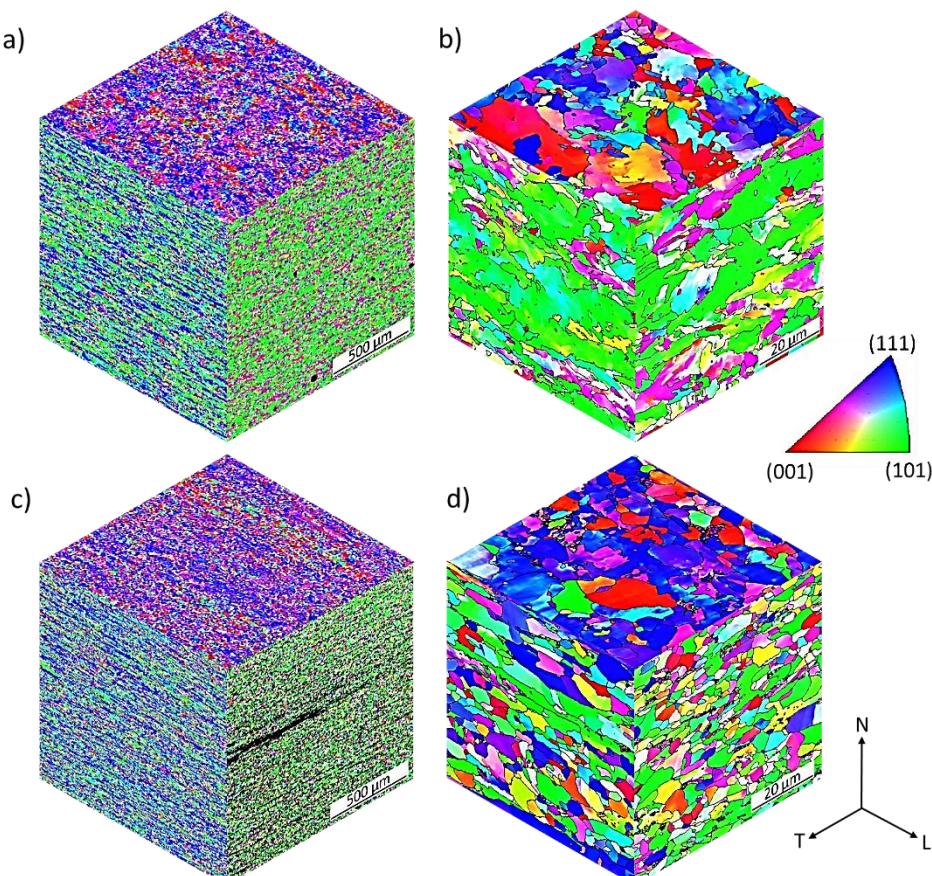


Figura 4.12: Construção 3D do cubo de EBSD dos aços X80, a) e b) aço X80-ACC e c) e d) X80-TM.

É perceptível a diferença entre a morfologia dos grãos por meio dos cubos de EBSD do aço X80-ACC e X80-TM construídos a partir das imagens com contorno de grão. Notam-se, no plano NL do cubo do X80-TM, grãos mais alongados, provenientes da laminação, e no plano NT suas seções transversais, com morfologia de pequenas fibras ao longo da direção de laminação.

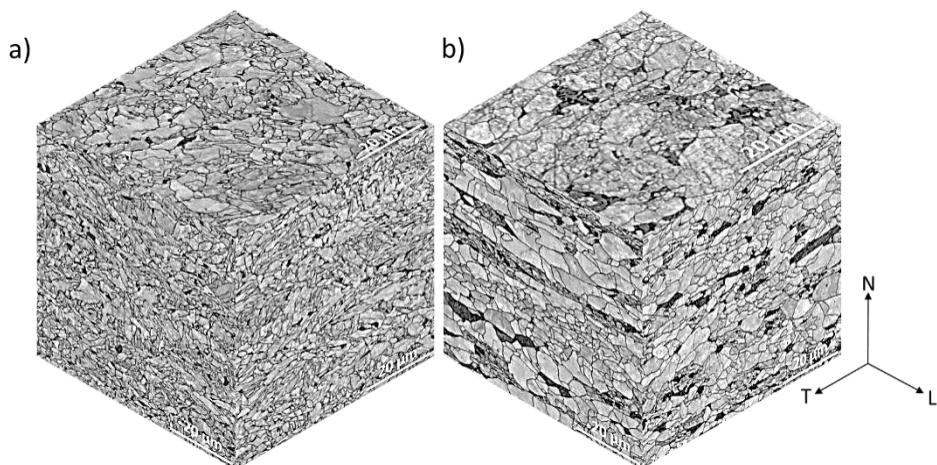


Figura 4.13: Construção 3D a partir de MO do aço a) X80-ACC e b) X80-TM.

A desorientação medida pela análise de EBSD segue como na Figura 4.14 a seguir.

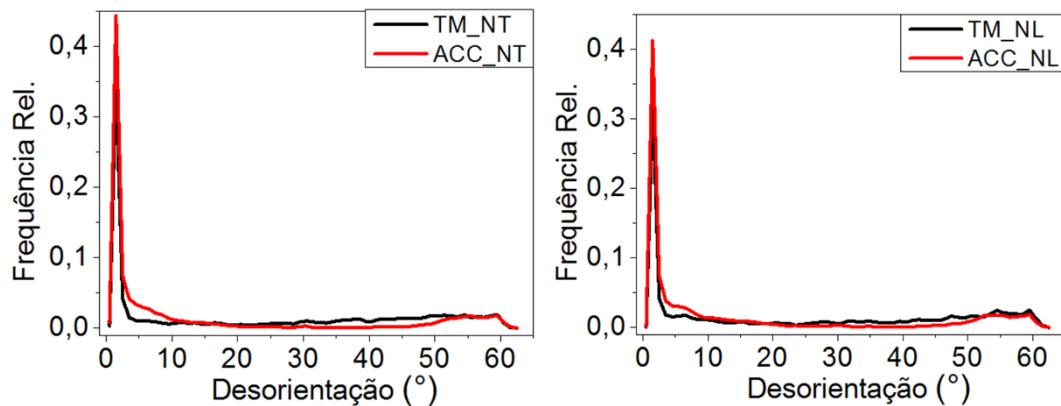


Figura 4.14: Desorientação da estrutura cristalina dos aços X80-ACC e X80-TM no plano NL e NT adquiridos pela análise de EBSD.

Como era de se esperar, a desorientação da estrutura cristalina do aço X80-ACC supera a do aço X80-TM até aproximadamente 15 ° e, a partir deste valor, o aço X80-TM passa a possuir um maior número de ocorrência. Este

gráfico está relacionado com os resultados finais de tamanho de grão, uma vez que consideramos o tamanho de grão efetivo a partir de 15 ° de desorientação.

Outro dado importante é a maior intensidade de baixa desorientação no aço X80-ACC. A formação da bainita ocorre com o crescimento de um cristal e então se formam aglomerados, pacotes conhecidos como *sheaves*, os quais crescem cooperativamente. Dentro destes pacotes, as sub-unidades, ou seja, os cristais finos de ferrita e cementita possuem uma desorientação de baixo ângulo entre os mesmos (BHADESHIA, 2006). Esta informação suporta o fato de que houve formação de bainita no aço X80-ACC, o que causou a elevação na desorientação de baixo ângulo.

4.1.4. EDS

Análise de EDS conseguiu confirmar a presença de precipitados alongados de MnS no aço X80-TM, como mostra a análise a seguir, de acordo com a Figura 4.15.

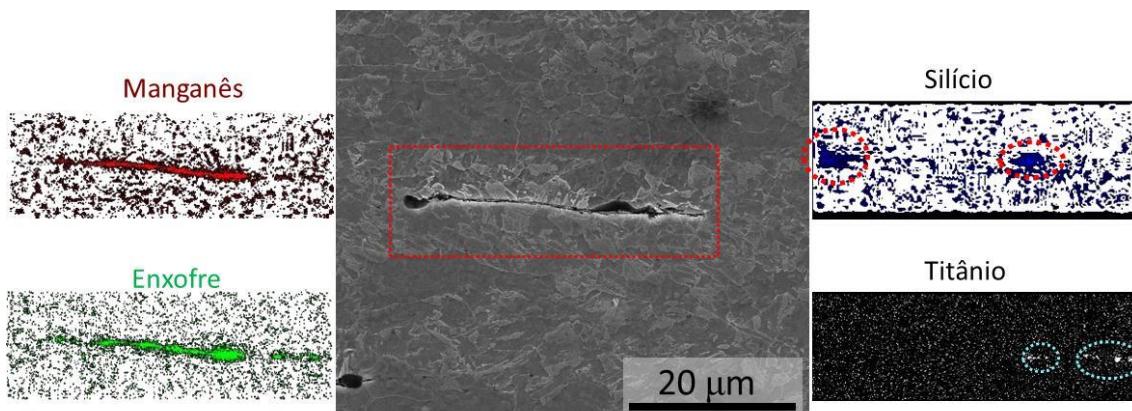


Figura 4.15: Análise química localizada por EDS no aço X80-TM capturando inclusão de sulfeto de manganês.

Houve também a tentativa de realizar um linescan (Figura 4.16) de forma a identificar vários pontos com presença de MnS no aço X80-TM e talvez no X80-ACC. No entanto, os dados resultantes foram muito ruidosos pois necessita-se de longo tempo de captura de informação ponto a ponto para obter um dado bem limpo além de ser imperativo delimitar pequenas regiões. No entanto, este resultado corrobora com a da composição química, uma vez que o aço X80-ACC apresentou menor teor de Mn do que o X80-TM.

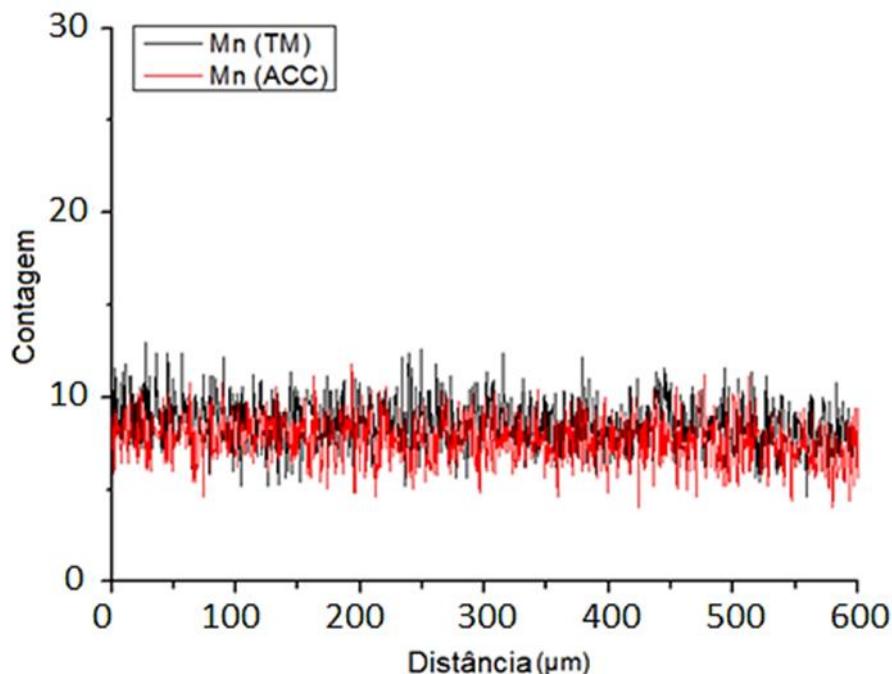


Figura 4.16: Linescan do manganês ao longo das amostras X80-ACC e X80-TM.

4.2. Ensaios Mecânicos

4.2.1. Dureza

A avaliação de microdureza revelou que o aço X80-ACC é mais duro em comparação com o X80-TM. Os resultados seguem de acordo com a Figura 4.17, que mostra a linha de valor média retirada do mapa de dureza realizado nos CPs.

A microestrutura corrobora com os resultados de dureza. Uma vez que o aço X80-ACC possui cementita finamente dispersa e precipitada no interior do grão ferrítico e da microestrutura não só ser composta por ferrita quase-poligonal, mas também possuir bainita devido o resfriamento acelerado, isso causa um aumento na dureza que compensa o menor teor de carbono e carbono equivalente.

Nota-se também um maior desvio para o aço X80-TM e sugere-se que isto seja causado pela estrutura bandeada. Não somente isto, foi verificado por meio do software de microdureza que o ponto de maior dureza no aço X80-TM no plano NT se posiciona justamente na zona de segregação, ao centro da amostra laminada.

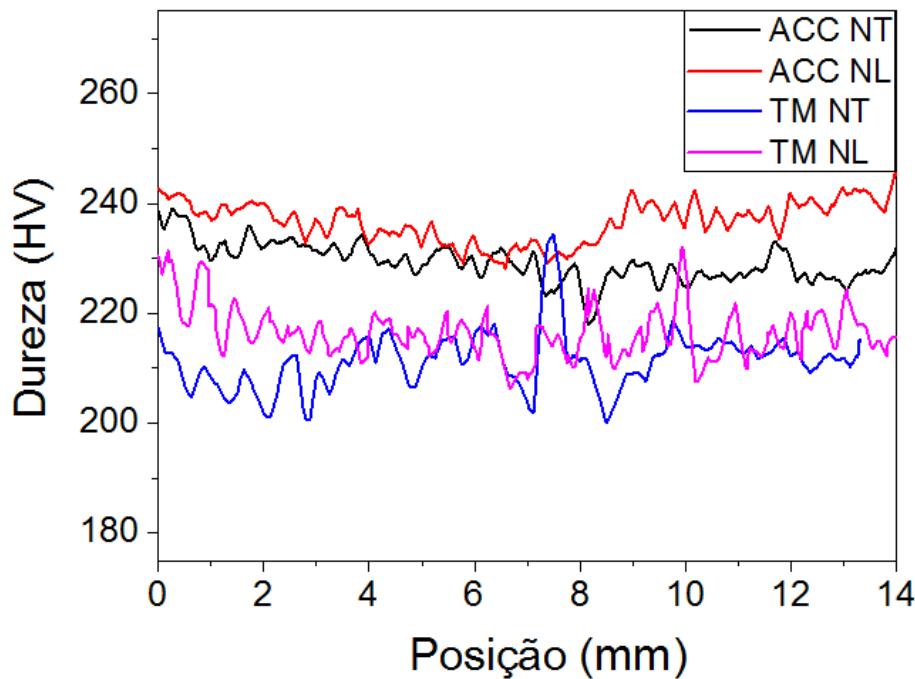


Figura 4.17: Linha de dureza nos aços X80-ACC e X80-TM nos planos NT e NL ao longo da espessura do CP.

4.2.2. Ensaio de Tração

Os dados resultantes dos ensaios de tração foram reportados de acordo com DÍAZ (2016) e revelaram mais a respeito dos aços, dando informações sobre a resistência mecânica dos mesmos.

Tabela 4.3: Resultados do ensaio de tração.

	σ Escoamento (MPa)	σ Última (MPa)		Alongamento (%)			
		X80-TM	X80-ACC	X80-TM	X80-ACC		
DL	25	475±15	*	699±3	*	22±2.3	*
	-20	441±43	*	728±42	*	18±1	*
	-40	411±2	579±5	705±7	695±1	19±1.2	16±0.5
DT	25	633±24	*	684±21	*	18±1.3	*
	-20	460±6	*	734±8	*	17±0.4	*
	-40	469±5	598±13	767±4	695±11	16±0.4	14±0.7

* Consultar AVILA et al. (2016), que apresenta os valores de ensaio de tração para o aço X80-ACC como X80 RA.

Nota-se que o aço X80-ACC apresentou uma tensão de escoamento maior, sugerindo que este sofreu trabalho mecânico na fase ferrítica de forma a encruar o material. Portanto, é provável que o aço X80-ACC tenha sido laminado na região intercrítica onde há a presença da ferrita porque é esse passe que fornece as propriedades mecânicas e tenacidade à fratura do material, mas também cria as texturas cristalográficas (GOMES *et al.*, 2004). No entanto, sua laminação na presença da ferrita foi menos intensa do que para o aço X80-TM devido à maior texturização deste apresentado.

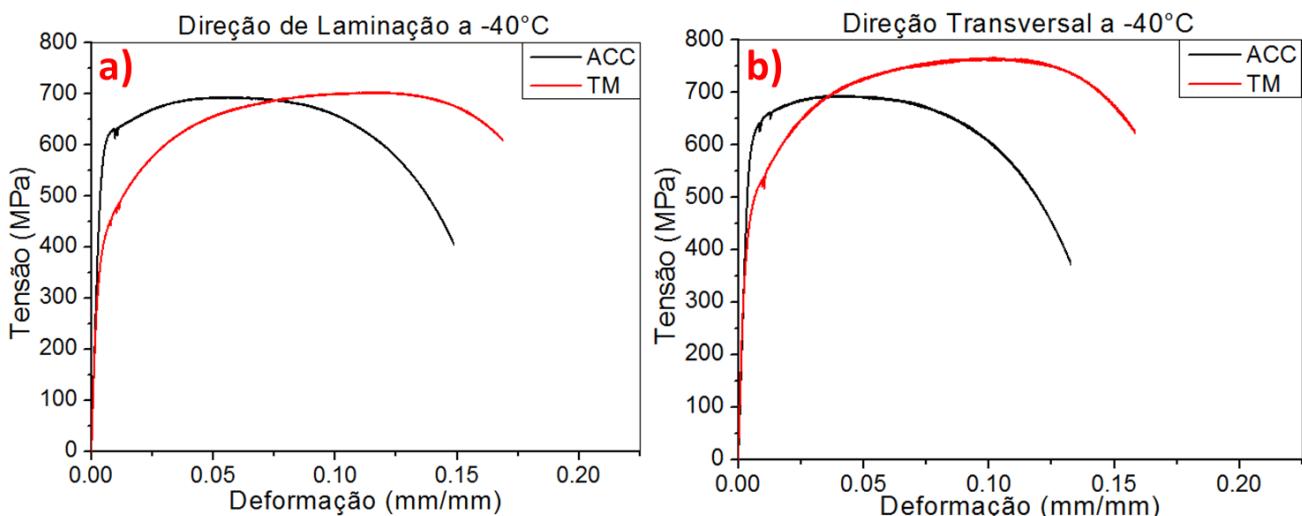


Figura 4.18: Curvas do ensaio de tração a -40 °C a) CP ao longo da direção de laminação, b) CP ao longo da direção transversal à laminação.

O aço X80-TM apresentou maior resistência final, devido à sua composição química. O X80-TM possui maior teor de carbono, o que reforça o aço. No geral, o X80-TM apresentou maiores alongamentos do que o X80-ACC. Interessante notar que o aço X80-TM apresentou maior orientação cristalográfica, sugerindo que a conformação deste aço se deu de forma mais intensa. Porém, conformações intensas causam encruamento da liga, elevando sua tensão de escoamento e diminuindo seu alongamento final. Sugere-se, portanto, que o aço X80-TM tenha sofrido passes mais severos na zona intercrítica, deformando mais a ferrita proeutétóide e algum tratamento posterior de alívio de tensões tenha sido realizado em uma temperatura que

permitiu a eliminação das discordâncias, mas não a ponto de recristalizar e eliminar a orientação cristalográfica.

De acordo com AVILA (2016), o aço X80-ACC atende os requisitos da classificação API-5L, PSL 2 X80, no entanto, de acordo com os valores demonstrados na Figura 4.19, levando em consideração apenas o estipulado pela norma API-5L 2004, os valores de tensão de escoamento (sendo o valor mínimo de 552 MPa e máximo de 690 MPa) do aço X80-TM não atingem os requisitos para classificação PSL 2 X80. No entanto, a norma API-5L PSL 2 padroniza uma tensão última de tração mínima de 621 MPa e máxima de 827 MPa, e estes valores são atendidos pelo aço TM. Nota-se, portanto, que por composição química, o aço atende à classificação X80, porém, por tensão de escoamento, a maioria dos ensaios do aço TM atende aos requisitos de um X70 (485-635 MPa), ao passo que por tensão última, todos os valores estão de acordo com o normativo para X80, podendo até mesmo por tensão última ser classificado com X90. Portanto, pela maior adequação à classificação X80, o presente aço TM ainda será tratado como X80-TM apesar dos valores de tensão de escoamento estarem inadequados.

Além disso, a Tabela 4.3 mostra que a temperatura não exerce influência significativa. A única hipótese a ser considerada é a de que, como as microestruturas do aço X80-TM apresentou maior formação de várias ilhas de M-A, a redução da temperatura à valores negativos pode causar a formação de mais martensita, o que elevaria o valor da tensão última, o que parece ter ocorrido devido a tendência do aumento das tensões.

No caso da direção do CP em relação ao processamento, tampouco este se mostrou relevante na mudança de comportamento. Há apenas a suspeita no ensaio de tração do aço X80TM a 25 °C na direção de transversal pois este apresentou valores altos de tensão de escoamento em comparação com os ensaios a -20 e -40 °C, e com desvio padrão estreito o suficiente para considerá-lo distinto do restante. Eram esperados valores similares independentes da temperatura já que esta não exerceu influencia em qualquer condição. Isto mostra a grande heterogeneidade acometida no aço X80-TM.

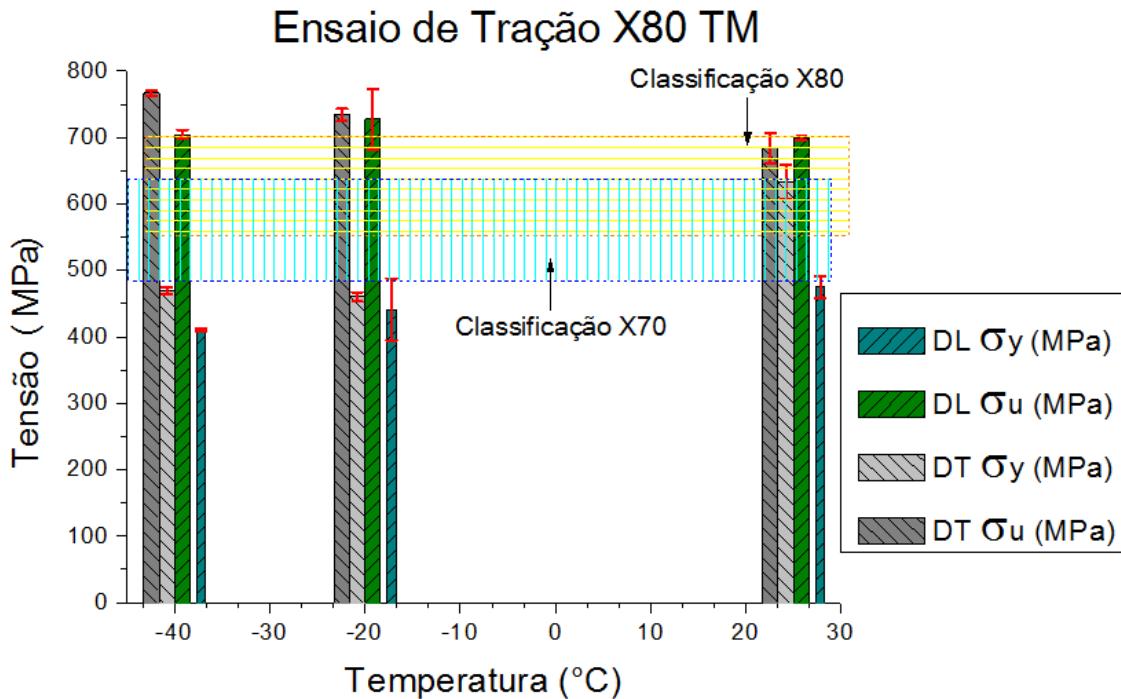


Figura 4.19: Gráfico em barras do ensaio de tração do aço API X80-TM. Verifica-se que o aço não atende os requisitos mecânicos para classificação X80.

4.2.3. CTOD

O resultado da avaliação da tenacidade à fratura dos aços X80-ACC e X80-TM nas espessuras de 7 e, 15 mm são apresentados na Tabela 4.4

Os ensaios na espessura de 7 mm foram realizados com o objetivo de estabelecer as diferenças de tenacidade entre as trincas crescendo na direção longitudinal (T-L) e transversal (L-T) ao sentido de laminação. Os resultados mostram que o X80-TM sofreu uma queda significativa da tenacidade à fratura quando a trinca foi propagada na direção de laminação. O valor δ_{\min} no sentido L-T (0,53 mm) é de aproximadamente duas vezes o valor da direção T-L, demonstrando assim a componente de anisotropia devido a seu processamento e microestrutura resultante.

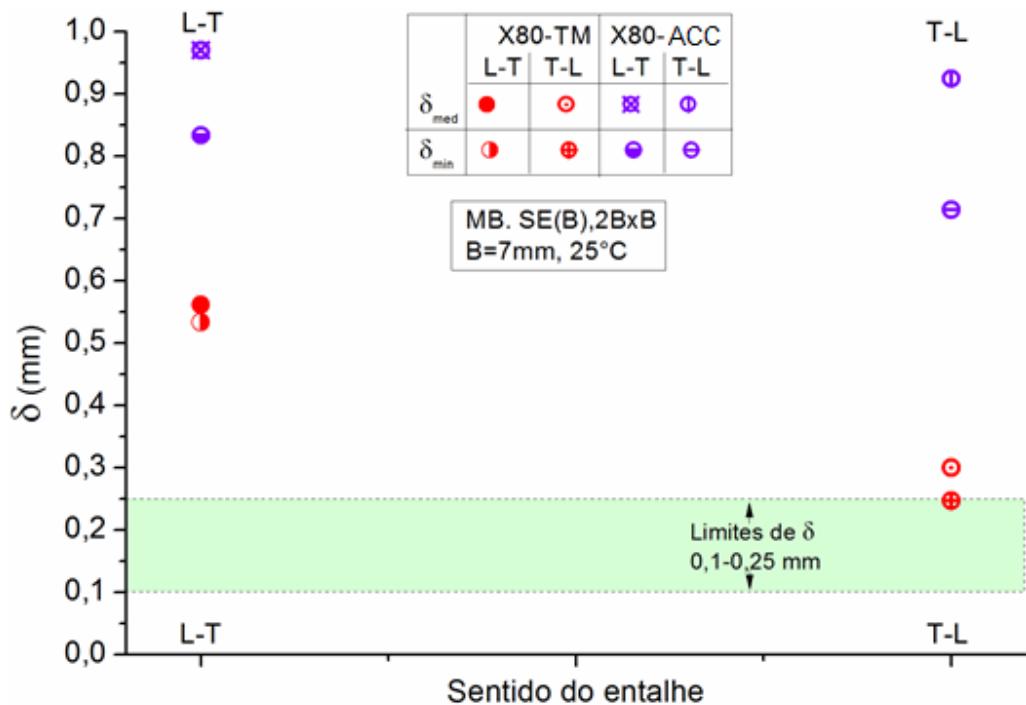


Figura 4.20: Resultado ó dos aços X80-ACC e X80-TM de 7mm, sentidos L-T e T-L a 25 °C.

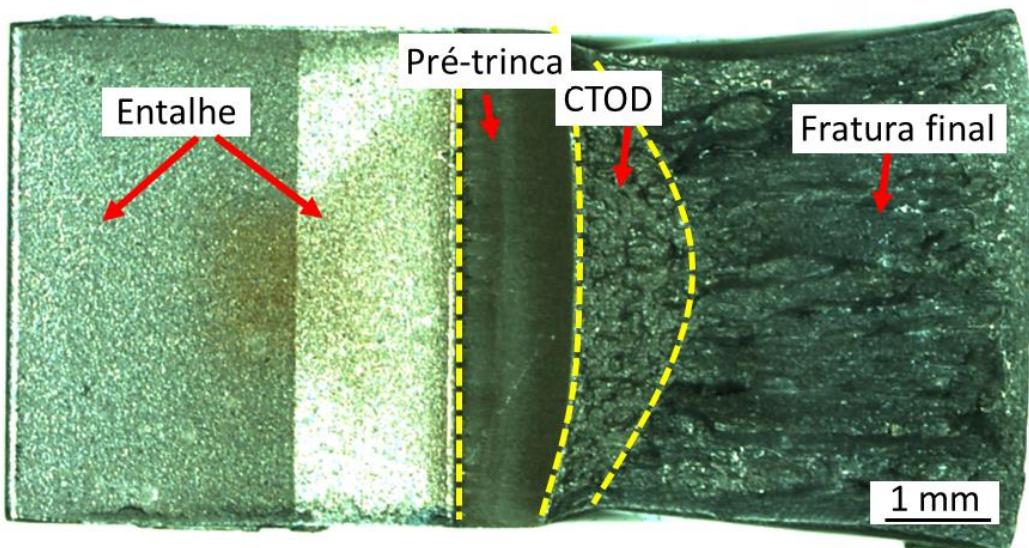


Figura 4.21: Regiões típicas na superfície da amostra fraturada de ensaio CTOD. Amostra X80-TM de 15 mm.

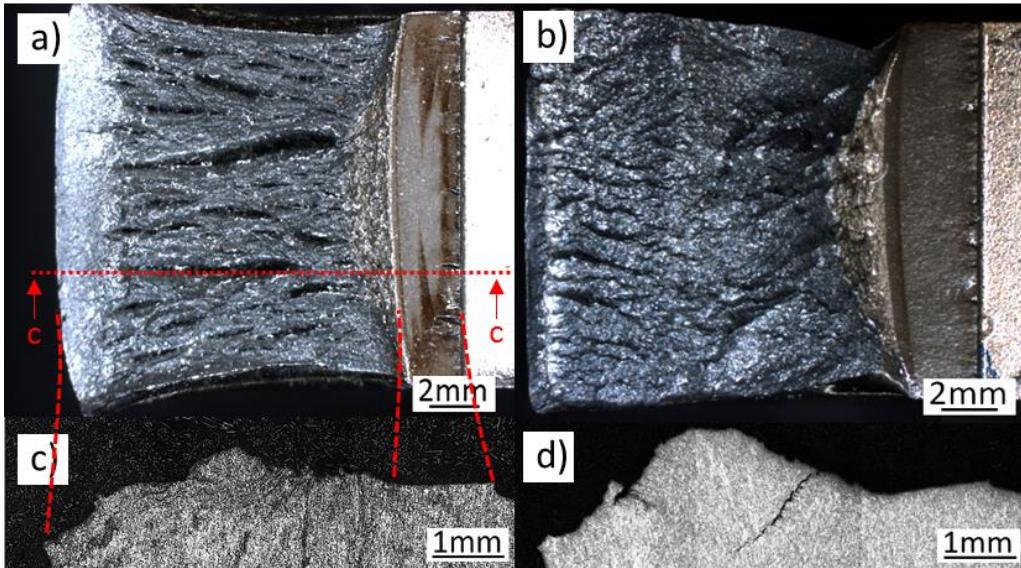


Figura 4.22: Superfície de fratura do CP de CTOD de 7 mm no sentido L-T, a) X80-TM, b) X80-ACC, c) vista lateral CC, aço X80-TM, d) vista lateral X80-ACC.

A tenacidade no aço X80-ACC apresentou resultados próximos nas direções L-T e T-L devido ao processo de fabricação (TMCP+ resfriamento acelerado) que evita a formação de bandas da microestrutura, além deste aço ter apresentado ausência de macrosegregação.

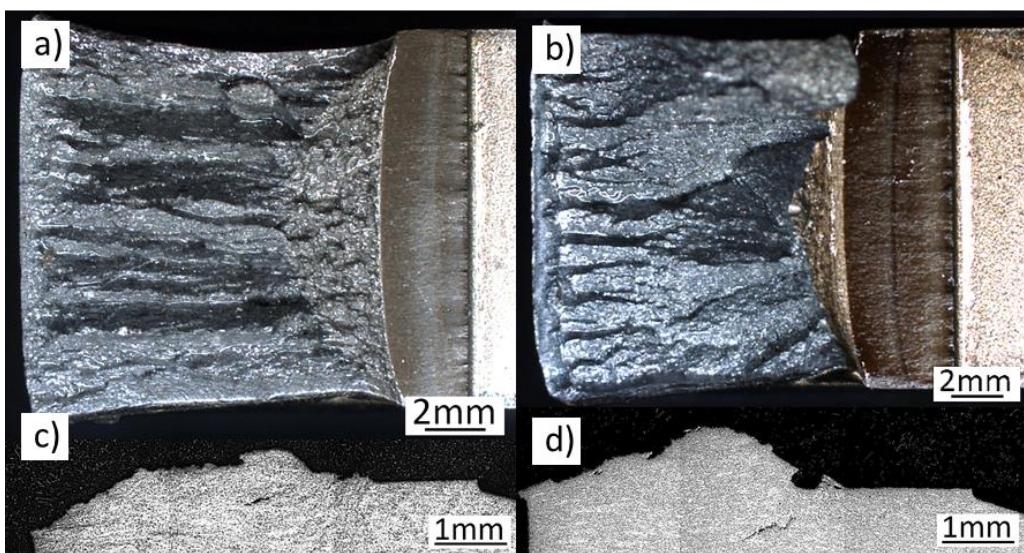


Figura 4.23: Superfície de fratura do CP de CTOD de 7 mm no sentido T-L, a) X80-TM, b) X80-ACC, c) vista lateral aço X80-TM, d) vista lateral X80-ACC.

Em espessuras maiores, 15 mm, a tenacidade apresentou alguns valores baixos de CTOD devido a delaminações (JOO, 2012; AVILA, 2015).

Ocorre uma queda instantânea no valor da força por causa do disparo da delaminação, a qual reduz a área de atuação da força. Por outro lado, a curva de CTOD mostra uma elevação da força ao longo da abertura da trinca justamente por causa do aumento da componente biaxial de tensão e plastificação do material, o que pode ser levado em consideração como um agente tenacificador quando a criação de maior área superficial não é um problema grave, como poderia ser caso houvesse elementos corrosivos.

Cabe também mencionar que a maioria das amostras de X80-TM apresentou delaminações durante o ensaio de CTOD nas condições a -20 e -40 °C. Porém, apenas em dois casos estas delaminações foram significativas de acordo com a norma ASTM 1820, as quais ocorreram nos dois piores valores apresentados a -40 °C. Assim sendo, justifica-se o valor reduzido da tenacidade à fratura. Nota-se que as delaminações presentes nos ensaios a -20 °C possuem um aspecto mais abaulado e plástico como mostra a Figura 4.27.

Dentre as amostras ensaiadas de X80-ACC, apenas três apresentaram pop-ins, os quais foram classificados como significativos. Estes foram o pior caso a -20 °C e os dois piores casos para o ensaio a -40 °C, obtendo os respectivos valores de 0,39, 0,52 e 0,19 mm.

Importante notar que os ensaios à temperatura ambiente não sofreram delaminações, e, portanto, acreditasse que a influência da textura para clivagem do plano {001} seja de pouca influência. No entanto, este estudo mostra que a orientação preferencial exerce influência no modo de fratura. O CTOD do aço X80-ACC de 15 mm ocorreu no sentido T-L. A análise de difração de raio-X a figura de polo provou que o plano {200}, que é semelhante ao {100}, está de forma mais acentuada no plano de laminação e em sua proximidade e de forma fraca no plano normal. Observando as superfícies de fratura do ensaio de CTOD do aço X80-ACC, nota-se que houve delaminação nos planos de laminação e normal como mostra a Figura 4.26, concordando com a presença de planos (001) de acordo com a análise de raio-X.

Soma-se a isto o fato de que o aço X80-TM apresentou na figura de polo orientação do plano {200} com a direção de laminação com baixa intensidade, entre a direção de laminação e normal com alta intensidade e também alinhado

com a direção normal. Da mesma forma, o CTOD do X80-TM ocorreu no sentido L-T e suas delaminações seguem como mostradas na Figura 4.27, no plano de laminação e normal, ou em outras palavras, no plano perpendicular às direções de laminação e normal.

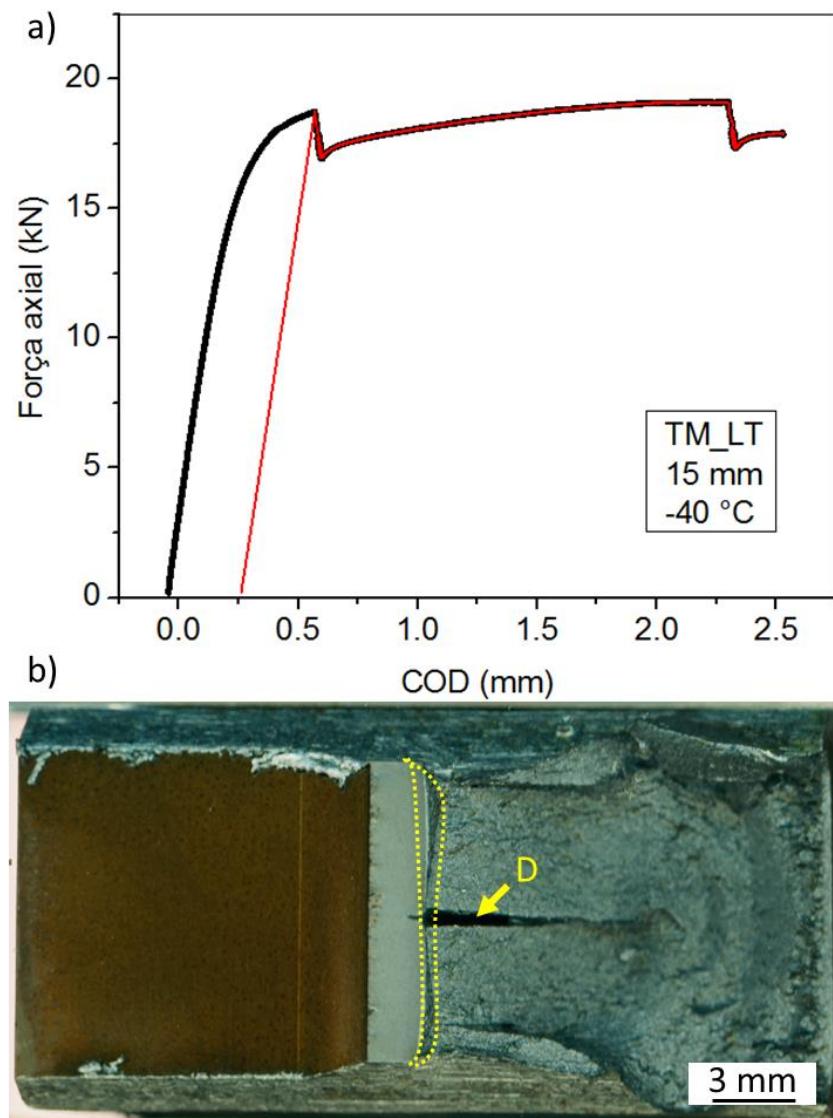


Figura 4.24: CTOD X80-TM, sentido LT, 15 mm a -40 °C. a) curva força x COD, b) superfície de fratura. Área pontilhada: comportamento plástico do ensaio de CTOD, D: delaminação.

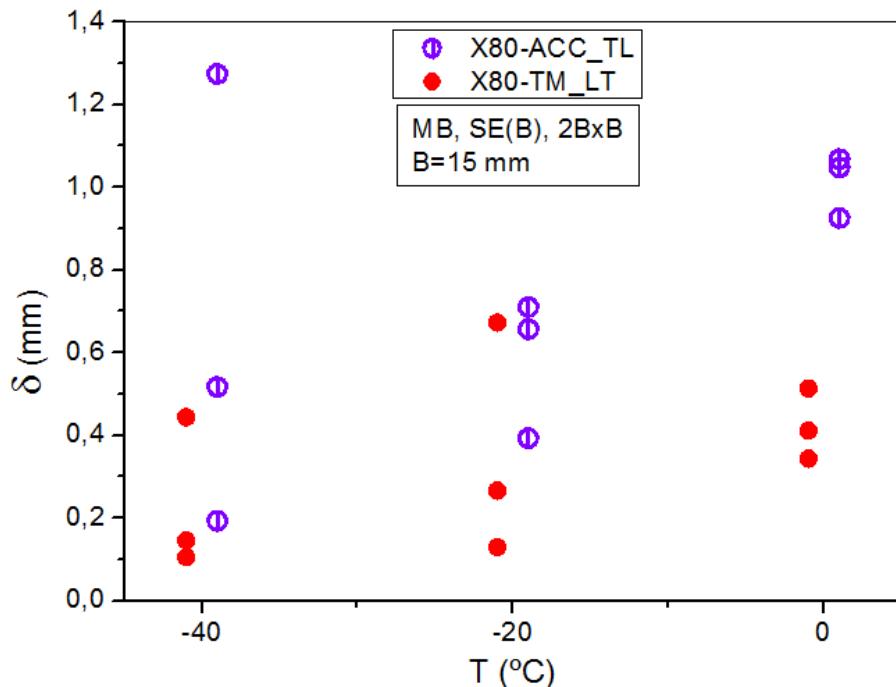


Figura 4.25: Resultados CTOD para X80 de 15 mm. Ensaios a 0, -20 e -40 °C.

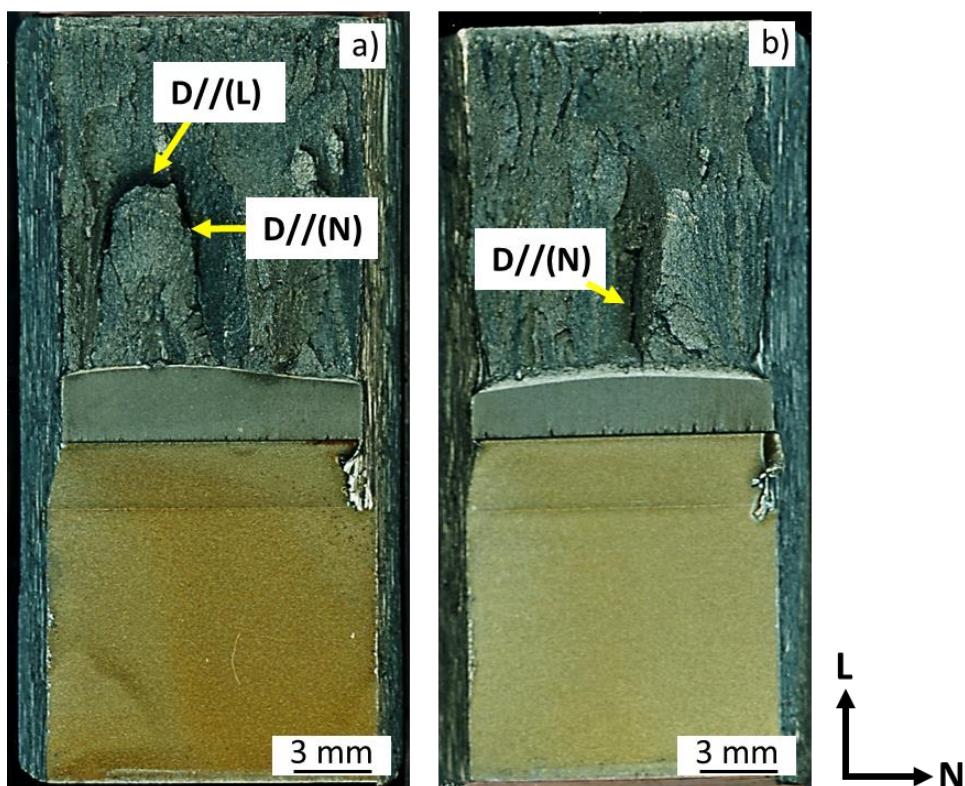


Figura 4.26: Superfície de fratura do ensaio de CTOD do aço X80-ACC, a) -40 °C com delaminação no plano de laminação e normal, b) -20 °C com delaminação no planoda normal. D: delaminação, //: paralelo, (N): plano normal, (L): plano longitudinal.

Portanto, nota-se que o aço X80-ACC apresentou homogeneidade microestrutural, menor formação de microfases e MA o que fez com que resultasse em uma tenacidade a fratura melhor do que a apresentada no aço X80-TM.

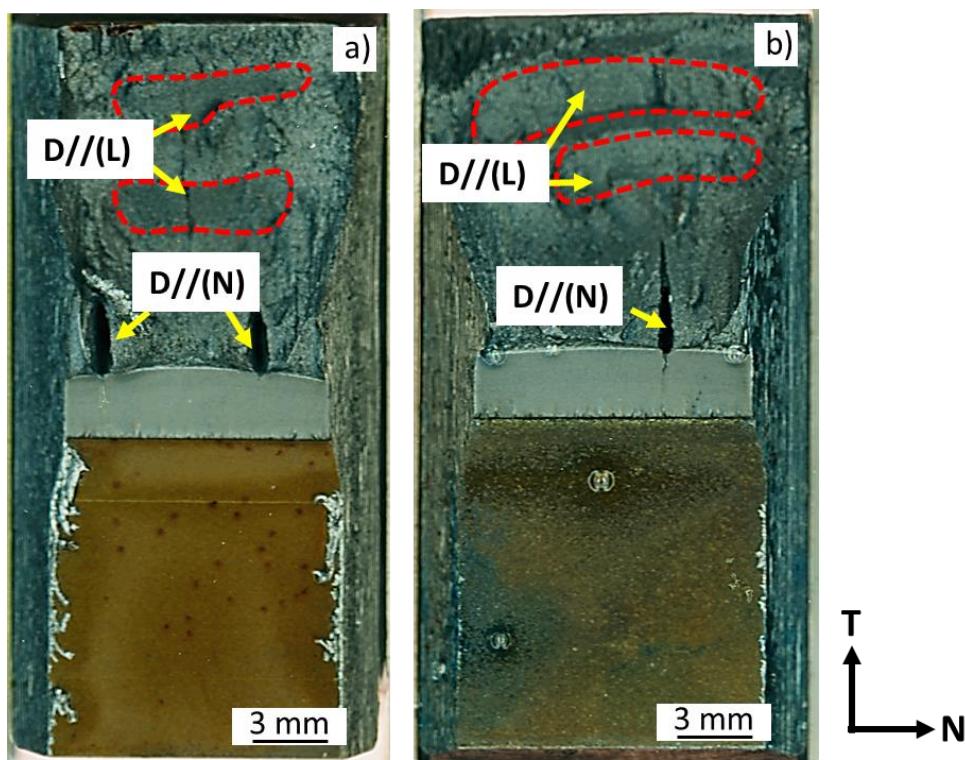


Figura 4.27: Superfície de fratura do ensaio de CTOD do aço X80-TM, a) -20 °C com delaminação no plano da normal e de laminação, b) -40 °C com delaminação no plano da normal e de laminação.

Além disso, o fato do plano {100} apresentar-se orientado em ambos os aços mostrou ter relação com a origem das delaminações. Alguns estudos sugerem que a anisotropia microestrutural, ou seja, presença de grãos alongados e não equiaxiais, e sulfetos alongados apresentem uma influência maior nos resultados do que a orientação cristalográfica (FREGEDO, 1985; MINTZ, 1978). Porém neste estudo existe uma clara correlação entre a presença e os sentidos de delaminação com o plano de clivagem {001}.

Tabela 4.4: Resumo dos resultados de CTOD em diferentes espessuras (B) e temperaturas (T).

B (mm)	Aço X80	Sentido	T (°C)	n	a/W (%)	δ_{ME} (mm)	δ_{MIN} (mm)	J_{MIN} (kJ/m ²)	δ		Entalhe lateral (%)
									u*	c**	
7	ACC	L-T	25	3	58	0,97±0,13	0,83	933	3	0	0
7	ACC	T-L	25	3	58	0,92±0,20	0,71	803	3	0	0
7	TM	L-T	25	3	0,58	0,56±0,04	0,53	618	3	0	0
7	TM	T-L	25	3	0,57	0,30±0,06	0,25	290	3	0	0
15	ACC	T-L	0	3	52	1,01±0,08	0,93	1017	3	0	20
15	ACC	T-L	-20	3	52	0,59±0,17	0,39	452	2	1	20
15	ACC	T-L	-40	3	54	0,66±0,56	0,19	226	2	1	20
15	TM	L-T	0	3	0,55	0,42±0,09	0,34	392,9	3	0	20%
15	TM	L-T	-20	3	0,55	0,36±0,28	0,13	149,8	2	1	22%
15	TM	L-T	-40	3	0,53	0,23±0,18	0,11	119,4	3	0	23%

*Valor critico de CTOD com crescimento de trinca maior que $0,2+0,7\delta_x$ mm;

**Valor critico de CTOD com crescimento de trinca menor que $0,2+0,7\delta_x$ mm.

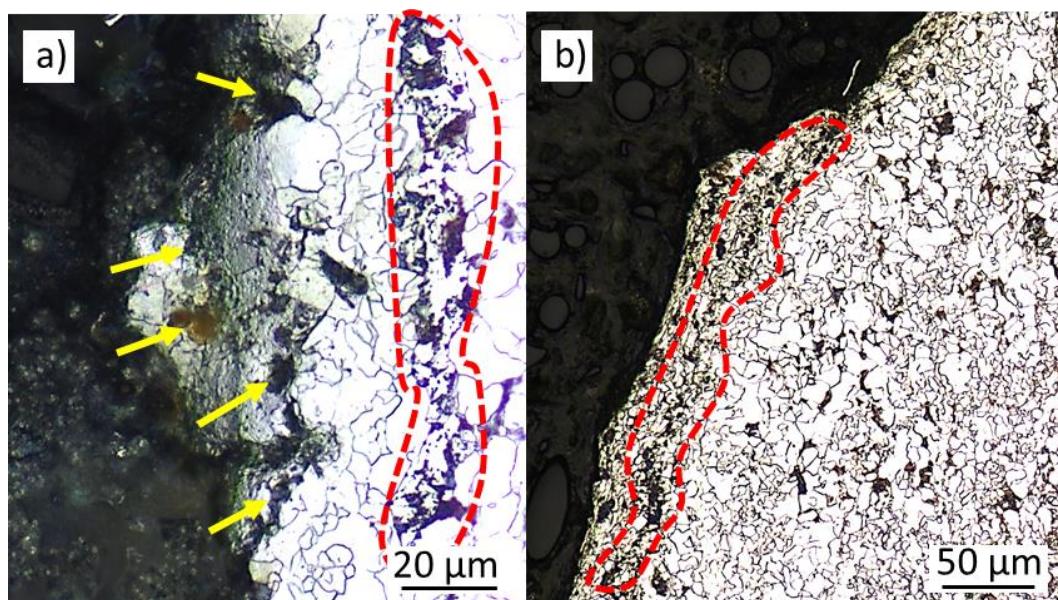


Figura 4.28: Seção transversal do aço X80-TM T-L, 25 °C em relação à superfície de fratura, a) destaque das microfases presentes na fratura, b) linha de bandeamento na direção da propagação da trinca próxima a superfície de fratura. Setas amarelas: microfases, pontilhado vermelho: bandeamento.

De fato, as Figura 4.28Figura 4.29 mostram que houve grande presença de microfases na região superficial da fratura no aço X80-TM. Adiciona-se a isto o fato da Figura 4.28 (a) mostrar claramente a presença de microfases numa região bem plana na superfície de fratura, característica de clivagem. Portanto, a textura, mais especificamente a presença pronunciada do plano {001} na superfície de fratura, induz a delaminação no aço. No entanto, como apenas em poucos casos a delaminação foi crítica de acordo com a norma, sugere-se que a presença de uma microestrutura bandeada, segregada e com maior presença de microfases seja a causa da queda de tenacidade à fratura nos casos em que as delaminações não foram críticas.

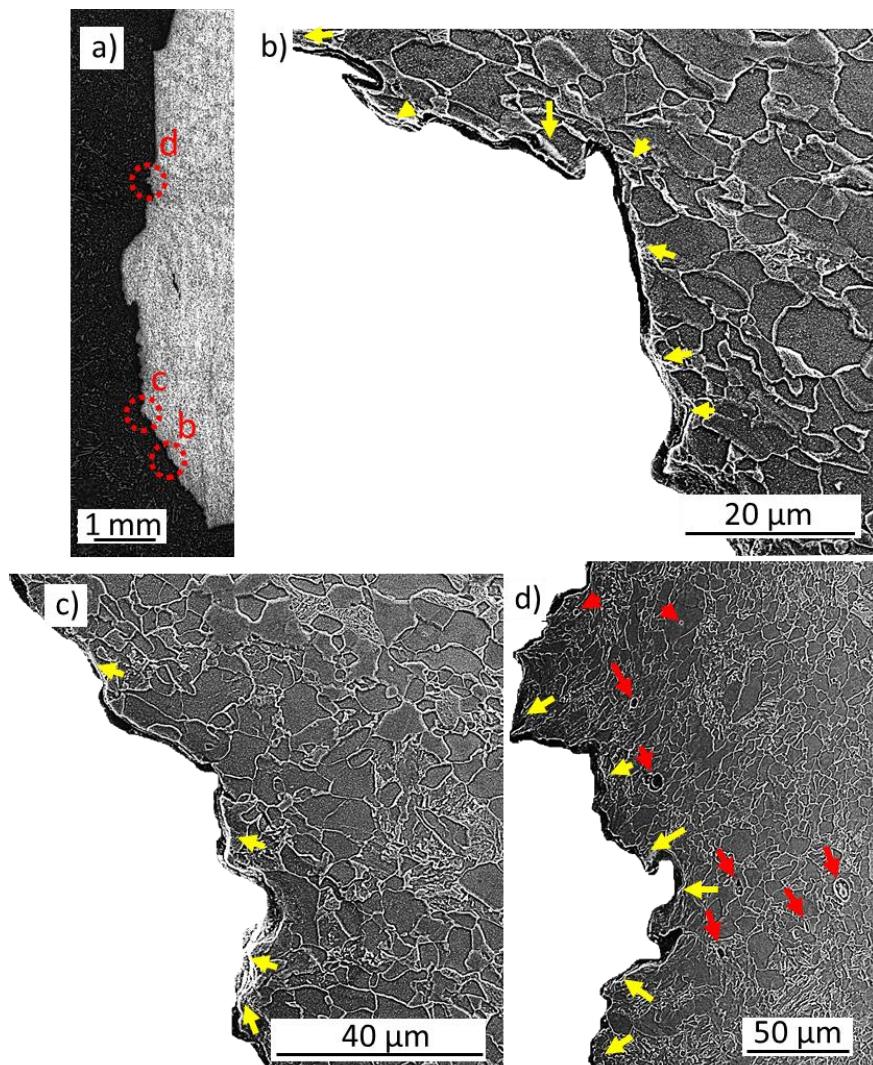


Figura 4.29: Seção lateral de fratura do CTOD do aço X80-TM, a) mapa macroscópico, b) detalhe “b” em (a), fratura final, c) detalhe “c” em (a), final do ensaio CTOD, d) detalhe “d” em (a), zona de embotamento. Setas vermelhas e amarelas indicam inclusões/impurezas e microfases respectivamente.

5. CONCLUSÕES

As conclusões do presente trabalho podem ser resumidas como a seguir:

- TMCP resulta em elevação da resistência mecânica, porém causa texturização do aço;
- Resfriamento acelerado controlado ao final do passe de acabamento de laminação resultou em formação de uma microestrutura majoritariamente bainítica, elevando a dureza e a tenacidade à fratura;
- Presença de orientação cristalográfica preferencial, especificamente do plano {001} em certas direções, facilitou a ocorrência de delaminação nos aços quando ensaiados em determinadas temperaturas;
- A maior ocorrência de delaminações no aço X80-TM provavelmente se deve a presença de uma microestrutura bandeada, com maior presença de microfases e inclusões como Mn alongados;
- Morfologia do grão e microconstituintes apresentaram maior influência na tenacidade à fratura do que tamanho efetivo de grão.

6. REFERÊNCIAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. Specification for Line Pipe, API-5L/ISO-3183. Washington D. C., EUA, 2007, 162 p.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. Specification for Line Pipe, API-5L. Washington D. C., EUA, 2004, 166 p.

ASTM E1290-08e1. Standard test method for crack-tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement. American Society for Testing and Materials; 2011.

ASTM E1820-11. Standard test method for measurement of fracture toughness. American Society for Testing and Materials; 2011.

ASTM-E1823-13. Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing, American Society for Testing and Materials (2014) 25. doi:10.1520/E1823-13.2.

AVILA, J.A. Determinação da tenacidade à fratura de juntas soldadas por atrito com pino não consumível em chapas de aço API-5L-X80. Tese de Doutorado, Campinas, 2016.

BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K. Steels Microstructure and Properties. Third Edition, 2006.

DET NORSKE VERITAS AS. Submarine Pipeline Systems, DNV-OS-F101. Bærum Oslo, Norway, 2012, 367 p.

FEGREDO, D.M.; FAUCHER, B.; SHEHATA, M.T. Influence of inclusion content, texture and microstructure on the toughness anisotropy of low carbon steels. In Strength of Metals and Alloys, volume 2, pages 1127–1132, Oxford, U. K., 1985. Pergamon Press.

GARWOOD, S.J. Application of Fracture Mechanics to Materials and Structures, MartinusNijhoff Publishers, Leiden, Holland, 1984, pp. 939–950.

GERVASYEV A.; OLALLA, V.; SIDOR, J.; MOURIÑO, N.; KESTENS, L.; PETROV, R. An approach to microstructure quantification in terms of impact

properties of HSLA pipeline steels. Materials Science & Engineering A, <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.043>.

GHOSH, A. Ph.D. thesis, Effect of Microstructure and Crystallographic Texture on Impact Toughness in Low Carbon Ferritic Steel, I.I.T. Kharagpur, December, (2015).

GHOSH, A.; MODAK, P.; DUTTA, R.; CHAKRABARTI, D. Effect of MnS inclusion and crystallographic texture on anisotropy in Charpy impact toughness of low carbon ferritic steel. Materials Science & Engineering A 654 (2016) 298–308.

GOMES R.V.; AIDAR, C.H.; KOJIMA, S.S. Study of the mechanics fracture in API 5L X65 and X70 steel pipes. SEM X International Congress & Exposition on Experimental & Applied Mechanics, p.7, 2004.

GORNI, A.A.; SILVEIRA, D.J.H. Accelerated Cooling of Steel Plates: The Time Has Come. Journal of ASTM International, v. 5, n. 8, p. 101777, 2008.

IRWIN, G.R. Fracture dynamics. In: Fracturing of metals, symposium of American Society for Metals. Transaction ASM 40A; 1948. p. 147–66.

IRWIN, G.R.; KIES, J.A.; SMITH, H.L. Fracture strengths relative to onset and arrest of crack propagation. Proc Am Soc Test Mater 1958;58:640–60.

JOO, M.S. Anisotropy of Charpy Properties in Linepipe Steels. Ph.D Thesis, Department of Ferrous Technology, Pohang, Korea 2012.

JOO, M.S.; SUH, D.W.; BAE, J.H.; BHADDESHIA, H.K.D.H. Role of delamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel. Materials Science and Engineering A 546 (2012) 314– 322. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.079>.

MILITZER, M. 1.10 - Thermomechanical Processed Steels, In Comprehensive Materials Processing, Oxford, 2014, Pages 191-216. doi:10.1016/B978-0-08-096532-1.00115-1.

MINTZ, B.; MORRISON, W.B.; WELCH, P.I.; DAVIES, G.J. The relative contributions of texture and grain shape to the properties of warm-rolled Fe-Mn

- alloys. In G. Gottstein and K. Lucke, editors, *Texture of Materials*, volume 2, pages 465–474, Berlin, Germany, 1978. Springer–Verlag.
- OROWAN, E. Fracture and strength of solids. *Rep Prog Phys* 1949;12:185–232.
- SOEIRO, J. C. J.; ROCHA, D. B.; BRANDI, S. D. Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações. *Sold. Insp.* São Paulo, v. 18, n. 2, p. 176–195, 2013.
- SUWAS, S.; GURAO, N.P. Crystallographic texture in Materials. *Journal of the Indian Institute of Science VOL 88:2 Apr–Jun 2008.* journal.library.iisc.ernet.in.
- TITHER, G. The development and applications of niobium-containing HSLA steels, Proc. 2nd Int. Conf. On ‘HSLA steels: processing, properties and applications’, (ed. G. Tither et al.), Baijing, China, TMS, Warrendale, (1992), pp. 61-80.
- ZHU, X.; JOYCE, J. A. Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization. *Engineering Fracture Mechanics* 85 (2012) 1–46.