

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE NO AÇO API 5L X80 VISANDO O
AUMENTO DA TENACIDADE À FRATURA

TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO PARA A
OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA

AUTOR: Igor Rafael Vilarouco Pedrosa
ORIENTADOR: Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira

RECIFE, DEZEMBRO DE 2012

Catálogo na fonte
Bibliotecária Raquel Cortizo, CRB-4 664

P372e Pedrosa, Igor Rafael Vilarouco.
Estudo das transformações de fase no aço API 5L X80
visando o aumento da tenacidade à fratura / Igor Rafael
Vilarouco Pedrosa - Recife: O Autor, 2012.
xiv, 95 folhas, il., gráfs., tabs., figs.

Orientador: Prof. Dr; Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira
Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco.
CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica,
2012.
Inclui Referências Bibliográficas.

1. Engenharia Mecânica 2.Transformação de fase 3.Aço
API 5L X80 4.Tenacidade. 5. Soldagem I. Ferreira, Ricardo
Artur Sanguinetti (orientador). II. Título.

621 CDD (22. ed.)

UFPE
BCTG/2012-298

“ESTUDO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE NO AÇO API 5L X80 VISANDO O
AUMENTO DA TENACIDADE À FRATURA”

IGOR RAFAEL VILAROUCO PEDROSA

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: ENGENHARIA DE MATERIAIS E FABRICAÇÃO
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA/CTG/EEP/UFPE

Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA
ORIENTADOR/PRESIDENTE

Prof. Dr. JORGE RECARTE HENRIQUEZ GUERRERO
COORDENADOR DO PROGRAMA

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE/DEMEC)

Prof. Dr. YOGENDRA PRASAD YADAVA (UFPE/PPGEM)

Prof. Dr. KLEBER GONÇALVES BEZERRA ALVES (UFPE/PPGEM)

Prof. Dr. FRANCISCO ILO BEZERRA CARDOSO (UPE/POLI)

Prof. Dr. JORGE LUIS LAURIANO GAMA (IFAL)

À minha noiva,
Cinara Ávila Nunes,
pelo incentivo, apoio e companheirismo em todos os momentos da minha vida.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo.

Aos meus pais, Paulo Afonso Diniz Pedrosa e Dulce Maria de Lima Pedrosa, por serem a base de tudo em minha vida.

Ao meu orientador, o professor Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, por tudo que me ensinou no mestrado e no doutorado e pela sua amizade.

Aos professores doutores Oscar Olimpio de Araújo Filho, Tiago Leite Rolim e Yogendra Prasad Yadava, por tudo que me ensinaram e por terem me ajudado bastante na realização deste trabalho.

Ao técnico e doutorando José Orlando Silveira Rocha, por ter me ensinado a operar as máquinas de usinagem utilizadas na fabricação de corpos de prova.

À Universidade Federal de Pernambuco (UFPE) e seus colaboradores, por me darem estrutura e conhecimento para a realização deste trabalho científico.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Universidade Federal de Pernambuco.

Ao Departamento de Física (DF) da Universidade Federal de Pernambuco, por ter disponibilizado o microscópio eletrônico de varredura utilizado nas caracterizações microestruturais.

À CAPES, pela bolsa de estudos que possibilitou minha dedicação exclusiva a este doutorado.

À Siderúrgica Usiminas, pela doação dos tubos de aço API 5L X80 que possibilitaram a realização deste trabalho.

RESUMO

O estudo das transformações de fase no aço API 5L X80 foi realizado em diferentes seqüências termomecânicas com o objetivo de aumentar sua tenacidade à fratura. Os ensaios dilatométricos realizados no aço X80 temperado revelaram a ocorrência de uma transformação de fase, eliminação das ilhas do constituinte MA, durante o aquecimento do material no intervalo de temperatura de 320 a 345°C aproximadamente. Os ensaios dilatométricos realizados no aço X80 “como recebido” revelaram as temperaturas de início e fim das transformações de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ e $\gamma \rightarrow \alpha$. Baseados em ensaios dilatométricos preliminares, foram realizados 10 tratamentos térmicos e termomecânicos onde todos iniciaram com aquecimento do aço até 950°C. As microestruturas associadas a estes diferentes tratamentos foram caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e as propriedades mecânicas foram levantadas por meio de ensaios de tração. As micrografias obtidas por MEV revelaram a presença dos constituintes perlita, ferrita poligonal, ferrita acicular, ferrita granular, austenita retida e ilhas MA. Todos os tratamentos realizados resultaram na formação de ferrita acicular e no aumento do limite de resistência do material. Os tratamentos de envelhecimento produziram reduções no limite de escoamento e aumentos no alongamento e na tenacidade do aço X80. Com o aumento da temperatura de envelhecimento do aço, o limite de resistência diminuiu e o alongamento aumentou. O maior valor indicativo de tenacidade foi obtido com o material envelhecido a 550°C por 30 min. Nesta condição de tratamento, o material foi soldado pelo processo MAG em condições especiais de resfriamento, produzindo uma junta com microestrutura homogênea tendendo à acicularidade e com propriedades mecânicas semelhantes às do metal de base.

Palavras-chave: transformação de fase, aço API 5L X80, tenacidade, soldagem.

ABSTRACT

Study of phase transformations in API 5L X80 steel was performed in different thermomechanical sequences aiming to increase its fracture toughness. Dilatometric tests carried out in the quenched X80 steel revealed the occurrence of a phase transformation, dissolution of MA islands, during heating of the material in the temperature range 320-345°C. Dilatometric tests performed on X80 steel "as received" revealed the start and end temperatures of the phase transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ and $\gamma \rightarrow \alpha$. Based on the preliminary dilatometric tests, 10 thermal and thermomechanical treatments were performed in which all started with heating the steel to 950°C. The microstructures associated with these different treatments were characterized by scanning electron microscopy (SEM) and mechanical properties were obtained by means of tensile tests. The micrographs obtained by SEM revealed the presence of the constituents: pearlite, polygonal ferrite, acicular ferrite, granular ferrite, retained austenite and MA islands. All treatments resulted in the formation of acicular ferrite and increase of tensile strength of the material. Aging treatments produced reductions in yield strength and increases in elongation and toughness of the X80 steel. With increasing aging temperature of the steel, the tensile strength decreased and the elongation increased. Highest indicative value of toughness was obtained with the material aged at 550°C for 30 min. In this condition of treatment, the material was welded by MAG process under special conditions of cooling, producing a joint with homogeneous microstructure tending to acicular and with mechanical properties similar to those of the base metal.

Keywords: phase transformation, API 5L X80 steel, toughness, welding.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivos	2
1.1.1 Objetivo Geral	2
1.1.2 Objetivos Específicos	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Desenvolvimento dos Aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga)	3
2.2 Laminação Controlada	6
2.3 Microconstituintes dos Aços ARBL	8
2.4 Dilatometria	11
2.5 Transformações de Fase em Aços através de Técnicas Dilatométricas	12
2.6 Diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo (TRC)	16
2.7 Propriedades Mecânicas	27
2.7.1 Ensaios de Tração	27
2.7.2 Ensaios de Dureza	28
2.8 Soldagem	28
2.8.1 Processo GMAW	29
2.8.1.1 Vantagens e Limitações dos Processos GMAW	30
2.8.2 Soldabilidade dos Aços ARBL	31
2.8.3 Carbono Equivalente (CE)	31
3. MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1 Materiais	33
3.2 Métodos	34
3.2.1 Ensaios de Dilatometria	34
3.2.2 Fabricação de Corpos de Prova para Tratamentos Térmicos e Termomecânicos	34
3.2.3 Tratamentos Térmicos e Termomecânicos	35
3.2.4 Ensaios de Tração	40
3.2.5 Caracterização Microestrutural	41
3.2.5.1 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	41

3.2.6 Soldagem.....	41
3.2.7 Ensaios de Dureza.....	43
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	44
4.1 Ensaios Dilatométricos.....	44
4.2 Caracterização Microestrutural.....	48
4.2.1 Ensaios por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	48
4.3 Propriedades Mecânicas.....	66
4.4 Soldagem.....	76
4.4.1 Micrografia da Junta Soldada.....	77
4.4.2 Ciclos Térmicos da Junta Soldada.....	78
4.4.3 Perfil de Dureza da Junta Soldada.....	80
5. CONCLUSÕES.....	83
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	85
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	86
8. PRODUÇÃO BIBLIOGRÁFICA.....	95

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Desenvolvimento dos gasodutos e oleodutos em diferentes períodos.....	7
Figura 2.2 – Microestrutura constituída por Ferrita Acicular.....	9
Figura 2.3 – Microestruturas constituídas por Bainita (A) e Ferrita Widmanstätten (B).....	9
Figura 2.4 – Microestrutura constituída por Ferrita Granular.....	10
Figura 2.5 – Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono.....	13
Figura 2.6-a – Curva de dilatação obtida por dilatometria: Gráfico Dilatação X Temperatura.....	15
Figura 2.6-b – Curva de dilatação obtida por dilatometria: Gráfico Dilatação X Tempo.....	15
Figura 2.7 – Variação na dilatação do corpo de prova durante o aquecimento.....	16
Figura 2.8 – Diagrama TRC do aço microligado baixo carbono.....	17
Figura 2.9 – Microestruturas do aço microligado baixo carbono: a) Taxa de resfriamento de 0,1°C/s: microestrutura de FP + P; b) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de FP + FA + P em pequena quantidade.....	17
Figura 2.10 – Diagrama TRC de um aço API 5L X80.....	18
Figura 2.11 – Microestruturas de um aço API 5L X80: a) Taxa de resfriamento de 0,1°C/s: microestrutura de FP + B; b) Taxa de resfriamento de 0,3°C/s: microestrutura de FP + B; c) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de FQ + FG; d) Taxa de resfriamento de 18°C/s: microestrutura de FG; e) Taxa de resfriamento de 95°C/s: microestrutura de FB + M.....	19
Figura 2.12 – Diagrama TRC do aço microligado X80.....	20
Figura 2.13 – Variação da temperatura A_{r3} em função da taxa de resfriamento.....	20
Figura 2.14 – Caracterização microestrutural da decomposição austenítica para diferentes velocidades de resfriamento por MEV.....	23
Figura 2.15 – Diagrama TRC estático do aço microligado.....	24
Figura 2.16 – Diagrama TRC dinâmico do aço microligado.....	25

Figura 2.17 – Micrografias ópticas do aço microligado (sem deformação) para diferentes taxas de resfriamento. (a) 50°C/s, (b) 10°C/s, (c) 1°C/s, (d) 0,1°C/s.....	26
Figura 2.18 – Micrografias ópticas do aço microligado (com deformação) para diferentes taxas de resfriamento. (a) 30°C/s, (b) 10°C/s, (c) 3,5°C/s, (d) 0,5°C/s.....	26
Figura 2.19 – Representação esquemática do processo GMAW.....	29
Figura 3.1 – Desenho esquemático do corpo de prova para tratamentos térmicos e termomecânicos.....	35
Figura 3.2 – Diagrama esquemático do tratamento 1.....	36
Figura 3.3 – Fotografias do corpo de prova entrando (A) e saindo do laminador (B).....	36
Figura 3.4 – Diagrama esquemático do tratamento 2.....	37
Figura 3.5 – Diagrama esquemático do tratamento 3.....	38
Figura 3.6 – Diagrama esquemático dos tratamentos 4, 5, 6, 7 e 8.....	39
Figura 3.7 – Diagrama esquemático dos tratamentos 9 e 10.....	39
Figura 3.8 – Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio de tração.....	40
Figura 3.9 – Ensaio de dureza na junta soldada.....	43
Figura 4.1 – Ensaio dilatométrico do corpo de prova aquecido com uma taxa de 10°C/min, envelhecido a 500°C por 30 min e resfriado ao ar calmo.....	45
Figura 4.2 – Ensaio dilatométrico do corpo de prova aquecido com uma taxa de 10°C/min, austenitizado a 950°C por 10 min e resfriado com uma taxa de 5°C/min.....	46
Figura 4.3 – Micrografia do material na condição de “como recebido”.....	49
Figura 4.4 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado e temperado.....	50
Figura 4.5 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado e temperado.....	51
Figura 4.6 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado e temperado.....	51
Figura 4.7 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado.....	52
Figura 4.8 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado.....	53

Figura 4.9 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado.....	54
Figura 4.10 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 1 hora e temperado.....	55
Figura 4.11 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 1 hora e temperado.....	55
Figura 4.12 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 400°C por 30 min.....	56
Figura 4.13 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 450°C por 30 min.....	57
Figura 4.14 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 500°C por 30 min.....	58
Figura 4.15 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 550°C por 30 min.....	60
Figura 4.16 – Espectrograma de EDS do contorno de uma ripa de ferrita do material envelhecido a 550°C.....	61
Figura 4.17 – Espectrograma de EDS do centro de uma ripa de ferrita do material envelhecido a 550°C.....	62
Figura 4.18 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 600°C por 30 min.....	63
Figura 4.19 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 330°C por 5 min.....	64
Figura 4.20 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 330°C por 5 min.....	65
Figura 4.21 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 330°C por 30 min.....	66
Figura 4.22 – Limites de escoamento e resistência do aço API 5L X80 na condição de “como recebido” e após tratamentos térmicos e termomecânicos.....	70
Figura 4.23 – Alongamentos do aço API 5L X80 na condição de “como recebido” e após tratamentos térmicos e termomecânicos.....	72
Figura 4.24 – Valores indicativos de tenacidade do aço API 5L X80 na condição de “como recebido” e após tratamentos térmicos e termomecânicos.....	76

Figura 4.25 – Micrografia do metal de solda da junta soldada pelo processo MAG após austenitização de 15 min, têmpera e envelhecimento a 550°C por 30 min.....	77
Figura 4.26 – Ciclos térmicos (etapas de resfriamento) dos pontos A (afastado 1 mm da borda da chapa) e B (afastado 0,5 mm da borda da chapa) da junta soldada.....	79
Figura 4.27 – Perfil de dureza da junta soldada.....	81
Figura 4.28 – Micrografias do metal de base envelhecido a 550°C (A) e do metal de solda (B) da junta soldada pelo processo MAG.....	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Composição química do aço API 5L X80.....	33
Tabela 3.2 – Composição química do arame tubular E81T1-NI1.....	42
Tabela 4.1 – Temperaturas de início e fim das transformações de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ e $\gamma \rightarrow \alpha$	47
Tabela 4.2 – Velocidades de resfriamento instantâneas dos pontos A e B para diferentes temperaturas.....	80

LISTA DE SÍMBOLOS

API – American Petroleum Institute
ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga
B – Bainita
BG – Bainita Granular
DQT – Directed Quenching and Tempering off-Line after Controlled Rolling
FA – Ferrita Acicular
FB – Ferrita Bainítica
Fe – Ferro
FG – Ferrita Granular
FP – Ferrita Poligonal
FQ – Ferrita Quase-Poligonal
FW – Ferrita Widmanstätten
GMAW – Gas Metal Arc Welding
LE – Limite de Escoamento
LR – Limite de Resistência
MA – Martensita + Austenita Retida
MAG – Metal Active Gas
MB – Metal de Base
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
Mn – Manganês
MS – Metal de Solda
Nb – Nióbio
P – Perlita
RQT – Quenching off-Line and Tempering off-Line after Controlled Rolling
Si – Silício
Ti – Titânio
TMCR – Thermo Mechanical Control Rolling
TRC – Transformação por Resfriamento Contínuo
V – Vanádio
ZTA – Zona Termicamente Afetada

1. INTRODUÇÃO

A necessidade de aços para transporte de fluidos como petróleo e gás vem gerando um rápido desenvolvimento em aços microligados. Hoje, os dutos transportam gases em severas condições ambientais e condições de uso, como temperatura, pressão, acidez, atrito, soldabilidade, instalação e manutenção. As exigências tecnológicas obrigam a desenvolver novos aços para atender às especificações demandadas de alta resistência com boa tenacidade em baixas temperaturas e melhor soldabilidade (Ramírez *et al*, 2007).

O aumento na demanda por gás natural tem forçado os centros distribuidores a operar com pressões cada vez mais elevadas, exigindo o uso de aços de resistência ultra-alta. O aumento da resistência do aço permite uma redução significativa na espessura da parede do oleoduto, reduzindo assim a quantidade de matéria-prima empregada na sua fabricação, o peso do oleoduto e, conseqüentemente, os custos com transporte e montagem (Shanmugam *et al*, 2008).

Os aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) de classificação API são aços estruturais que caracterizam-se por apresentar alta resistência e boa tenacidade em baixas temperaturas. Estes materiais são aços microligados que apresentam em sua forma original mais simples uma microestrutura típica de ferrita-perlita. Sua composição química é similar a de um aço de baixo-carbono, mas com micro-adições de elementos de liga (Nb, Ti e V) para garantir propriedades mecânicas superiores (Hippert Jr., 2004).

Os materiais utilizados para a realização deste trabalho científico foram tubos de aço API 5L X80 doados pela siderúrgica USIMINAS. O aço API 5L X80 foi escolhido para a realização deste estudo por ser um aço amplamente utilizado na fabricação de tubos para linhas de transmissão no Brasil. Inicialmente foram identificados os domínios de transformação de fase do aço API 5L X80, na condição de “como recebido” e após temperado, a partir de técnicas dilatométricas. Identificados os domínios de transformação de fase, corpos de prova do aço em estudo foram submetidos a tratamentos térmicos e termomecânicos para a realização de ensaios mecânicos.

Por fim, chapas de aço API 5L X80 com dimensões médias de 8 X 50 X 200mm foram tratadas conforme o tratamento (térmico ou termomecânico) que produziu maior ganho de tenacidade e, em seguida, foram soldadas pelo processo MAG (Metal Active

Gas) utilizando-se o arame tubular de classificação E81T1-Ni1 como metal de adição e a mistura (Ar + 25% CO₂) como gás de proteção.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

O objetivo principal deste trabalho é fabricar microestruturas a partir de diferentes seqüências termomecânicas para melhorar a tenacidade à fratura sem comprometer a soldabilidade do aço API 5L X80.

1.1.2 Objetivos Específicos

Conhecer os domínios de transformação de fase do aço API 5L X80 a partir de técnicas dilatométricas em condições dinâmicas e isotérmicas.

Aprimorar uma metodologia experimental, aplicável aos processos industriais, capaz de simular tratamentos termomecânicos no aço API 5L X80, modificando as condições de “como recebido”. Novas microestruturas serão fabricadas e, a partir da seleção do teor de microconstituintes destas, as propriedades mecânicas do aço serão melhoradas.

Avaliar a soldabilidade do aço API 5L X80 tratado segundo o tratamento que resultar no maior ganho de tenacidade, em juntas soldadas pelo processo GMAW.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Desenvolvimento dos Aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga)

Cerca de 15% das reservas de petróleo bruto estimadas do mundo são localizadas no Hemisfério Norte, mas a maioria das refinarias estão localizadas na Europa Ocidental e América do Norte onde os produtos de petróleo são principalmente consumidos. Assim, é necessário transportar petróleo bruto e gás natural de campos de perfuração na zona Ártica até onde eles serão consumidos. Aços de oleodutos, usados para transporte de petróleo bruto ou gás natural sobre uma longa distância, requerem-se mais fortes, mais tenazes, maiores, mais espessos para redução de custo e transporte a alta pressão. Como a densidade de um gás varia em função da pressão e da temperatura e as atividades de perfuração são realizadas em condições mais hostis tais como profundidade subaquática de alta pressão assim como temperaturas extremamente baixas na Sibéria e no Alaska, as demandas para resistência e tenacidade melhores em aços para oleodutos tem aumentado (Corbett *et al*, 2004; Denys, 2000; Fairchild *et al*, 2002).

A necessidade de aços para transporte de fluidos como petróleo e gás, estruturas e navios está gerando um rápido desenvolvimento em aços microligados. Hoje, os dutos transportam gases em severas condições ambientais e condições de uso, como temperatura, pressão, acidez, atrito, soldabilidade, instalação e manutenção. As condições do mercado obrigam a projetar aços para altas resistências com boa tenacidade a baixas temperaturas e melhor soldabilidade (Ramírez *et al*, 2007).

O aumento na demanda por gás natural tem forçado os centros distribuidores a operar com pressões cada vez mais elevadas, exigindo o uso de aços de resistência ultra-alta. O aumento da resistência do aço do oleoduto permite uma redução significativa na espessura da parede, com conseqüente redução no peso. Assim, um objetivo principal dentro da indústria de aço é desenvolver aços microligados para oleodutos de resistência ultra-alta (800MPa). É, no entanto, importante que o aumento na resistência ao escoamento não seja acompanhado por uma diminuição na tenacidade à fratura e conformabilidade, porque uma diminuição na tenacidade estimulará fratura por tensão-induzida e conformabilidade reduzida causará dificuldades na conformação (como por exemplo, ao curvar os tubos). Assim, alta resistência em

associação com alta tenacidade e conformabilidade são requisitos importantes na indústria de oleodutos (Shanmugam *et al*, 2008).

A combinação alta resistência-tenacidade é essencial para aços de oleodutos para o transporte de gás natural e petróleo bruto por uma longa distância sob alta pressão. Outras características que são exigidas incluem resistência à fissuração blister por hidrogênio-induzido em ambiente ácido, resistência à corrosão, especialmente em ambiente de H_2S , e resistência à fadiga. É importante que a microestrutura do aço de oleoduto proporcione a combinação das propriedades acima mencionadas (Shanmugam *et al*, 2008).

A principal vantagem da utilização de tubos com grau elevado de resistência mecânica é a redução do custo total da obra. Esta redução se baseia na premissa de que, ao aumentar o limite de escoamento do material, a espessura de parede requerida para resistir às pressões internas ou externas (no caso de águas profundas) é reduzida. Assim, tem-se também uma redução no peso e no transporte dos tubos, bem como no volume de solda e na hora/soldador a serem computados (Pinto, 2006).

Alternativamente, se grandes espessuras de parede forem mantidas, os dutos fabricados com estes aços podem receber maiores pressões de trabalho. Com maiores pressões, é possível diminuir o número de estações de compressores ao longo da linha, mantendo o mesmo ritmo de produção (Bott *et al*, 2005).

Com o crescimento do consumo de energia, novas fontes de óleo e gás passaram a ser exploradas, freqüentemente em regiões remotas e com condições climáticas adversas. A necessidade de se transportar economicamente quantidades crescentes destes recursos tornou comum a utilização de dutos de grandes diâmetros e espessuras de parede grossas, operando sob altas pressões. Isto levou a um aumento na demanda por aços estruturais de alta resistência e boa tenacidade a baixas temperaturas, tais como os aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) de classificação API (Silva, 1986).

Aços microligados são conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), sendo constituídos por um grupo específico de aços com composição química especialmente desenvolvida para alcançar elevados valores de propriedades mecânicas. Constitui-se na prática de se adicionar pequenas quantidades de elementos, como o nióbio (Nb), o vanádio (V) e o titânio (Ti). Cada elemento apresenta uma aplicação mais adequada. O titânio é mais indicado para o controle do tamanho de

grão durante o reaquecimento. O nióbio para o controle do tamanho de grão austenítico durante o processamento retardando a recristalização. Os aços microligados ao vanádio podem manter uma grande quantidade de vanádio em solução na austenita e na decomposição da austenita, podendo ser usados para o endurecimento por precipitação, em temperaturas baixas (Neves *et al*, 2002).

Em função desta demanda, a tecnologia para produzir estes aços vem se desenvolvendo rapidamente. Por exemplo, melhorias no processo de laminação têm proporcionado a estes materiais um maior limite de escoamento (obtenção de tamanho de grão reduzido), acompanhado de uma diminuição gradual do carbono (a quantidade de carbono pode ser reduzida com o objetivo de aumentar a soldabilidade e tenacidade), já que adições de nióbio e vanádio compensam a diminuição da resistência devido à redução deste elemento (ASM, 1990; SAE, 1972; Porter, 1986).

O crescente consumo de energia produzida a partir do petróleo e do gás natural no mundo vem obrigado à melhoria das propriedades mecânicas dos aços microligados empregados na construção dos oleodutos e gasodutos, de forma a incrementar o transporte dos combustíveis sob menores custos e maior confiabilidade. Para garantir a melhoria na resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade, é necessário ter um maior controle sobre a formação das fases, agregados eutetóides, microconstituintes e precipitados neste tipo de aço (González *et al*, 2008).

Os aços de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL formam uma classe muito importante de aços adequados a uma grande variedade de aplicações estruturais. Os aços para tubulações formam uma classe particular de ARBL com alta resistência mecânica, boa soldabilidade e baixa temperabilidade, sendo assim adequados à fabricação de tubos utilizados na condução de fluidos variados sob pressão, como petróleo e seus derivados (Eldmann *et al*, 1983; Gräf *et al*, 1983; Manohar & Chandra, 1998; Zhao *et al*, 2002).

Com a necessidade cada vez maior de explorar águas ultra-profundas veio também a necessidade de melhorias nas propriedades dos materiais dos dutos que conduzem o petróleo do fundo do mar para as plataformas na superfície, dutos estes denominados de risers. Dentre os materiais utilizados na fabricação de risers para águas ultra-profundas destacam-se os aços que seguem a norma API (American Petroleum Institute), conhecidos como aços API que devem possuir propriedades como elevada resistência mecânica para suportar a pressão e o próprio peso, elevada resistência à

corrosão para resistir ao ambiente marinho, alta resistência à fadiga para resistir aos vórtices devido aos movimentos das marés, boa soldabilidade, entre outras (Silva *et al*, 2008).

2.2 Laminação Controlada

Nos anos 70, segundo Batista *et al* (2003), foi introduzido o processo de laminação termomecânica controlada TMCR que eliminou o tratamento térmico de normalização no final da laminação, iniciando uma grande era nos aços API 5L. Isto fez que nos anos 80 o aço API X70 fosse o mais indicado para a construção de dutos. Devido à introdução da laminação a quente por resfriamento controlado, os aços passaram a possuir maior resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade. Essas propriedades mecânicas foram adquiridas devido a inclusão de elementos de micro-liga e a diminuição do carbono equivalente no aço associados ao processo TMCR.

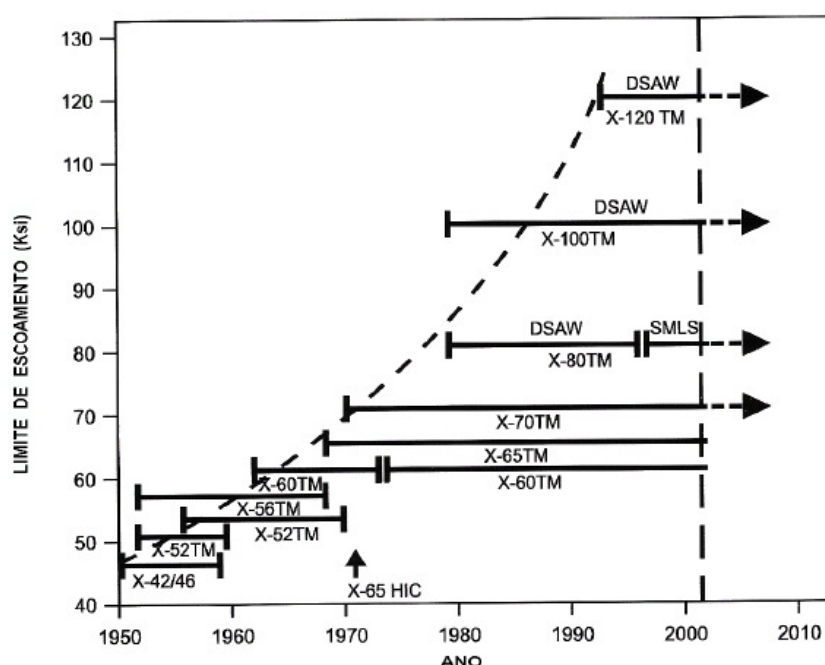
A laminação controlada é um procedimento pelo qual os vários estágios de laminação têm temperatura controlada, quantidade de redução pré-determinada em cada passe e temperatura de acabamento precisamente definida. Este processamento é largamente utilizado para obtenção de aços destinados a dutos, pontes, estruturas *offshore* e outras aplicações de engenharia. O objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos de austenita durante o processo de laminação para obtenção de grãos de ferrita finos durante o resfriamento. Isto resulta em um aumento simultâneo de resistência mecânica e tenacidade e tem possibilitado a redução da quantidade de carbono nos aços ARBL, melhorando a soldabilidade destes aços (Silva, 2009).

Esta tecnologia foi aperfeiçoada nos anos 80 com a introdução do processo de resfriamento acelerado, juntamente com o conceito de laminação a quente. Foi então possível produzir um aço X80 com teores de carbono ainda mais reduzidos, melhorando sua soldabilidade. Neste caso a microestrutura apresentava-se mais refinada, do tipo ferrítica-bainítica (Pinto, 2006).

Os aços ARBL utilizados na fabricação de tubos para linhas de transmissão seguem a classificação API 5L (Specification for Line Pipe), abrangendo tubos para a indústria do petróleo e do gás natural. Para a classe API 5L, os graus de composição química e resistência mecânica variam desde o API 5L A25 até o API 5L X120. Nas designações compostas pelas letras A ou X, os dois últimos dígitos especificam valores mínimos de

limite de escoamento do material em kpsi. Assim, os aços API 5L X80, por exemplo, apresentam valor mínimo de tensão limite de escoamento igual a 80 kpsi (~550 MPa) (Silva, 2009). A figura 2.1 apresenta a evolução dos aços microligados segundo o limite de escoamento nos diferentes períodos.

Os produtos da transformação bainítica, junto com uma variedade de outros produtos de decomposição da austenita, formam parte da microestrutura dos aços estruturais ARBL (Ferrer, 2003). O efeito da microestrutura sobre as propriedades físicas e mecânicas de aços ao carbono torna a análise metalográfica uma ferramenta importante para estabelecer correlações entre estes parâmetros (Pereira *et al*, 2003).



TM → Processo Termomecânico

SMLS → Seamless (Processo sem Costura)

DSAW → Double Sided Arc Welding Process (Solda por Arco em Dois Lados)

Figura 2.1 – Desenvolvimento dos gasodutos e oleodutos em diferentes períodos (Ramírez, 2008).

2.3 Microconstituintes dos Aços ARBL

A ferrita acicular tem sido conhecida como a microestrutura ideal com uma excelente combinação de alta resistência e boa tenacidade em baixas temperaturas em soldas de aço. Estes são principalmente devido à densidade relativamente alta de discordâncias e à natureza granular-fina da estrutura ferrita acicular, o que melhora a tenacidade das soldas. A estrutura ferrita acicular na região de solda consiste em um arranjo bastante caótico de placas de ferrita faceando em muitas direções diferentes no interior de qualquer grão de austenita dado (Kim *et al*, 2008).

Microestruturas com uma proporção significativa de ferrita acicular (FA) declaradamente têm uma combinação otimizada de propriedades mecânicas em aços para oleodutos Nb-Ti se comparadas às ligas com estruturas predominantemente bainíticas. A matriz de ferrita acicular é usualmente caracterizada por sua morfologia não-equiaxial fina de ripas não-paralelas entrelaçadas de vários tamanhos, que são distribuídas de uma maneira aleatória, muitas vezes descrito como um “arranjo caótico” de ripas, conforme mostra a Figura 2.2. A rede de contorno de grão de austenita antecedente é completamente eliminada e algumas ilhas de constituintes finos M/A (martensita/austenita) são dispersas por toda a matriz e uma alta densidade de discordâncias dentro da FA é comum. Estas ilhas M/A são enriquecidas em carbono e são atribuídas à separação de carbono da ferrita durante a formação da ferrita acicular. Com o resfriamento acelerado após a laminação a quente seguido pelo processo de embobinamento, parte da austenita enriquecida em carbono transforma-se em martensita e a austenita restante coexistirá com a martensita. Os mecanismos de transformação $\gamma \rightarrow$ FA são constituídos pelos processos de cisalhamento e difusão (Tang & Stumpf, 2008).

O reconhecimento e a implementação de ferrita acicular em metais de solda e em aços forjados tem levado a um entusiasmo considerável na indústria e na academia, principalmente porque a microestrutura oferece melhor tenacidade. O assunto tem sido revisto extensivamente (Lee *et al*, 2003).

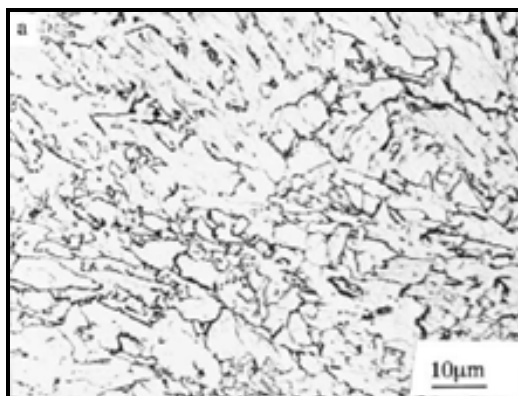


Figura 2.2 – Microestrutura constituída por Ferrita Acicular (Zhao *et al*, 2003)

Uma microestrutura de ferrita acicular tem o potencial de combinar alta resistência e alta tenacidade. Isto ocorre porque as placas de ferrita acicular nucleiam intragranularmente em inclusões não-metálicas no interior de grandes grãos de austenita e, em seguida, difundem-se em muitas orientações diferentes a partir daquelas inclusões mantendo uma relação de orientação com a austenita. A microestrutura resultante é menos organizada quando comparada com Bainita comum (Figura 2.3-A) ou Ferrita Widmanstätten (Figura 2.3-B), onde há uma tendência para formar pacotes de placas paralelas que são identicamente orientados. Uma fissura, portanto, tem que seguir uma trajetória mais tortuosa através de uma microestrutura de ferrita acicular, levando assim a uma melhoria na tenacidade sem comprometer a resistência (Lee *et al*, 2003).

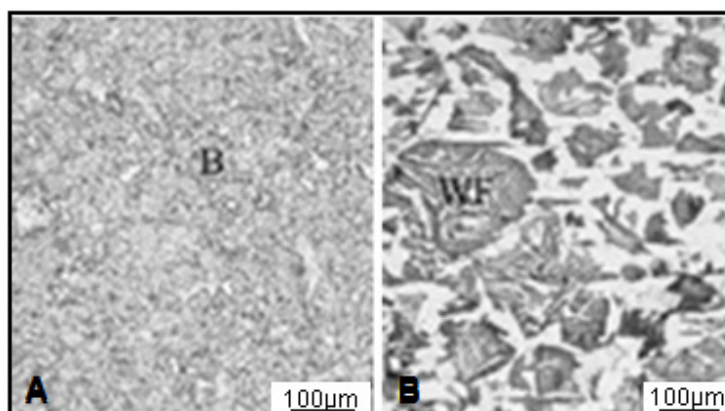


Figura 2.3 – Microestruturas constituídas por Bainita (A) e Ferrita Widmanstätten (B) (Song *et al*, 2009).

Existe evidência para mostrar que em muitos casos ferrita acicular é equivalente à bainita, que nucleia intragranularmente em inclusões. Por exemplo, a transformação de ferrita acicular ocorre abaixo da temperatura B_s , a transformação exibe um fenômeno de reação-incompleta, o crescimento da ferrita acicular causa uma deformação na forma que é caracterizada como uma deformação de plano-invariante com uma grande componente de cisalhamento, levando a uma energia armazenada de creca de 400Jmol^{-1} , que é semelhante à da bainita. Como a bainita, a ferrita acicular sempre tem uma relação de orientação cristalográfica bem definida com o grão de austenita em que ela cresce e, na verdade, é restrita a crescer nesse grão porque o movimento coordenado de átomos não pode ser mantido através de um contorno de grão arbitrário. Não há separação de elementos de liga substitucionais. Assim, espera-se que a transformação da ferrita acicular, como a da bainita, possa ser afetada por tensão elástica e pela deformação plástica da austenita (Lee *et al*, 2003).

A ferrita granular possui muitas similaridades com a ferrita acicular, possui alta densidade de discordâncias e subestrutura (Krauss & Thompson, 1995). Segundo Krauss & Thompson (1995), a ferrita granular se forma em velocidades de resfriamento ligeiramente menores que a ferrita acicular e os cristais de ferrita são equiaxiais ou granulares. A Figura 2.4 mostra este microconstituente.



Figura 2.4 – Microestrutura constituída por Ferrita Granular (Santos, 2007)

2.4 Dilatometria

A dilatometria é uma técnica utilizada há muito tempo para estudar o comportamento térmico dos materiais. Antes do século XX, esta técnica foi utilizada por químicos em temperaturas próximas à temperatura ambiente para acompanhamento de reações lentas. Em 1919, pesquisadores franceses utilizaram este método para estudar a influência da velocidade de resfriamento sobre a têmpera dos aços carbono (Casarin, 1993).

Limitações tecnológicas restringiram inicialmente a utilização desta técnica, porém seu campo de aplicação expandiu-se após os progressos nos modos de aquecimento (tipos de fornos e controles eletrônicos programáveis). Dilatômetros modernos possuem sinais de saída eletrônicos conectados a computadores com sistemas de medidas diferenciais (com ou sem amostra de referência), além de uma ampla variedade de dispositivos programáveis (Casarin, 1993).

A dilatometria é uma das técnicas mais poderosas para o estudo de transformações de fase sólido-sólido em aços, pois ela permite o monitoramento em tempo real da evolução das transformações, em termos de mudanças dimensionais, que ocorrem na amostra pela aplicação de um ciclo térmico. Ela é também uma das técnicas clássicas, juntamente com análise térmica diferencial e análise quantitativa de microestruturas, mais comumente usadas para determinar as temperaturas de transformação de fase em aços, tanto no aquecimento (A_{C1} , A_{C7}) quanto no resfriamento (A_{r1} , A_{r3}). A aplicabilidade da dilatometria em pesquisa de transformação de fase é devido à mudança do volume específico de uma amostra durante uma transformação de fase. Quando um material sofre uma mudança de fase a estrutura cristalina muda e isto é, em princípio, acompanhado por uma mudança no volume específico. Esta técnica é amplamente utilizada para estudar o comportamento da transformação de aços durante aquecimento contínuo, resfriamento e retenção isotérmica. Ao registrar as transformações que ocorrem durante uma série de condições, é possível apresentar os resultados em uma forma gráfica, que mostra as temperaturas de formação de constituintes microestruturais que podem ser obtidos para uma dada condição de aquecimento ou resfriamento. Estes diagramas de transformação são de imenso valor em aplicações metalúrgicas tais como tratamento térmico e soldagem e como um meio de caracterização de aços para processos específicos (García de Andrés, 2002).

A dilatação térmica de um material é geralmente determinada pela variação do comprimento de uma mostra, em uma certa direção, em função da variação da temperatura. Desta forma é experimentalmente mais simples do que acompanhar a mudança no volume da amostra. Este procedimento também possibilita a determinação do grau de anisotropia do material constituinte da amostra. A variação do comprimento ($L_T - L_0$) de uma amostra é proporcional ao seu comprimento inicial (L_0), onde L_T é o comprimento na temperatura T e L_0 é o comprimento em alguma temperatura padrão, geralmente 25°C.

O equipamento utilizado na análise dilatométrica é basicamente constituído por um forno, um LVDT (linear variable differential transformer), um termopar, uma haste e um sistema de fluxo de gás.

2.5 Transformações de Fase em Aços através de Técnicas Dilatométricas

O ferro puro existe em duas formas cristalinas em pressão atmosférica, uma é a forma cúbica de corpo centrado (CCC, ferro- α), que se mantém estável em baixas temperaturas até 910°C (ponto A_{e3}), além desta temperatura ela se transforma em uma forma cúbica de faces centradas (CFC, ferro- γ). A transformação $\alpha \rightarrow \gamma$, durante o aquecimento, é acompanhada por uma variação de volume atômico de aproximadamente 1%, a qual está associada com uma contração significativa na curva dilatométrica de aquecimento (variação relativa no traçado comprimento/temperatura) (García de Andrés, 2002).

Um estudo sobre constituição e estrutura de aços deve começar com o diagrama de equilíbrio ferro-carbono, conforme mostra a Figura 2.5. Muitas das características básicas deste sistema influenciam o comportamento até das mais complexas ligas de aços. Existem várias temperaturas ou pontos críticos no diagrama de equilíbrio ferro-carbono que são importantes, tanto do básico como do ponto de vista prático. Em primeiro lugar, existe a temperatura A_{e1} na qual a reação eutetóide ocorre, que é 723°C no diagrama Fe-C binário. Em segundo lugar, existe a temperatura A_{e3} , quando o ferro- α se transforma em ferro- γ . Para o ferro puro isto ocorre em 910°C, mas a transformação é progressivamente reduzida pela adição de carbono. As temperaturas A_{e1} e A_{e3} são facilmente detectadas por dilatométrica durante ciclos de aquecimento ou resfriamento, mas alguma histerese é observada. Conseqüentemente, três valores para cada ponto

podem ser obtidos: A_c para aquecimento, A_r para resfriamento e A_e para condições de equilíbrio. Deve ser enfatizado que os valores A_c e A_r são sensíveis às taxas de aquecimento e resfriamento, bem como à presença de elementos de liga (García de Andrés, 2002).

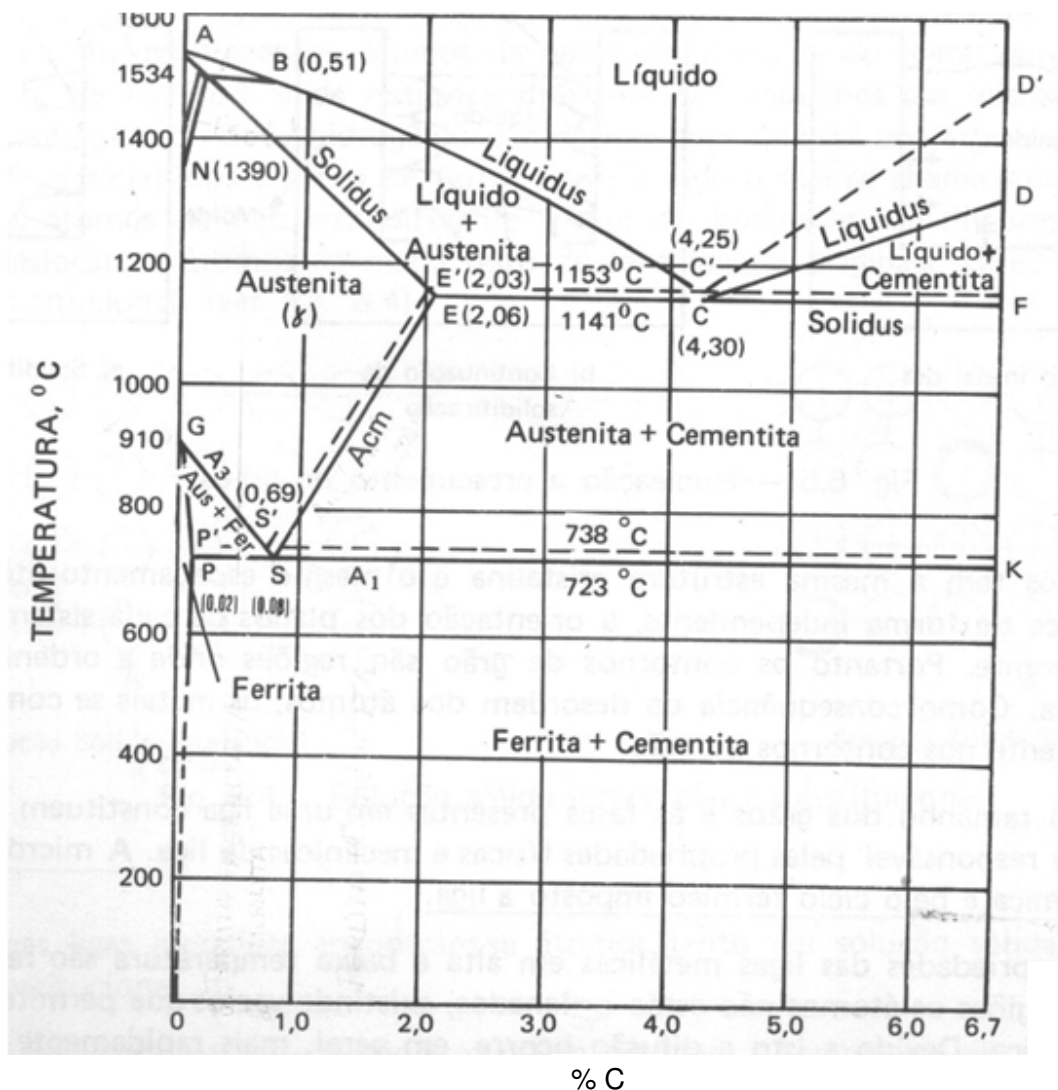


Figura 2.5 – Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono (Rosa & Silva, 2009)

A grande diferença na solubilidade de carbono entre ferro- γ e ferro- α leva normalmente à rejeição de carbono da fase- α . A transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ ocorre através de uma reação eutetóide que desempenha um papel dominante no tratamento térmico. A temperatura eutetóide é 723°C e a composição eutetóide é cerca de 0,80 wt.% C. Em resfriamento lento de ligas que contenham menos que 0,80 wt.% C, ferrita proeutetóide

é formada a partir da austenita no intervalo 910-723°C com enriquecimento da austenita residual em carbono. Em 723°C, a austenita restante, agora contendo 0,80 wt.% carbono, transforma-se em perlita, uma mistura lamelar de ferrita e carboneto de ferro (cementita). Na austenita com 0,80-2,06 wt.% C, em resfriamento lento no intervalo de temperatura de 1147 a 723°C, a cementita se forma progressivamente esgotando a austenita em carbono. Em 723°C, a austenita, contendo 0,80 wt.% carbono, transforma-se em perlita. Ferrita, cementita e perlita são portanto os constituintes base da microestrutura de aços carbono simples quando eles são submetidos a taxas de resfriamento relativamente lentas, para evitar a formação de fases metaestáveis tais como martensita e/ou bainita (García de Andrés, 2002).

A Figura 2.6 mostra a curva dilatação em função da temperatura e do tempo. As variações na dilatação indicam as temperaturas (Figura 2.6-a) e os tempos (Figura 2.6-b) de início e fim da transformação de cada fase. Dependendo das velocidades de resfriamento, a austenita pode transformar-se em uma ou diferentes fases com formação de precipitados como carbonetos e nitretos de elementos de liga. Para cada ciclo térmico obtêm-se temperaturas e tempos críticos de início e fim de transformação de cada fase, que permite determinar o diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) do aço microligado para tubos API 5L X80 (Ramírez, 2008).

A Figura 2.7 mostra um exemplo de como identificar, durante o aquecimento, a temperatura de reação eutetóide A_1 , onde a ferrita começa a transformar-se em austenita ($\gamma \rightarrow \alpha$), e a temperatura A_3 , onde termina a transformação total para austenita (Ramírez, 2008).

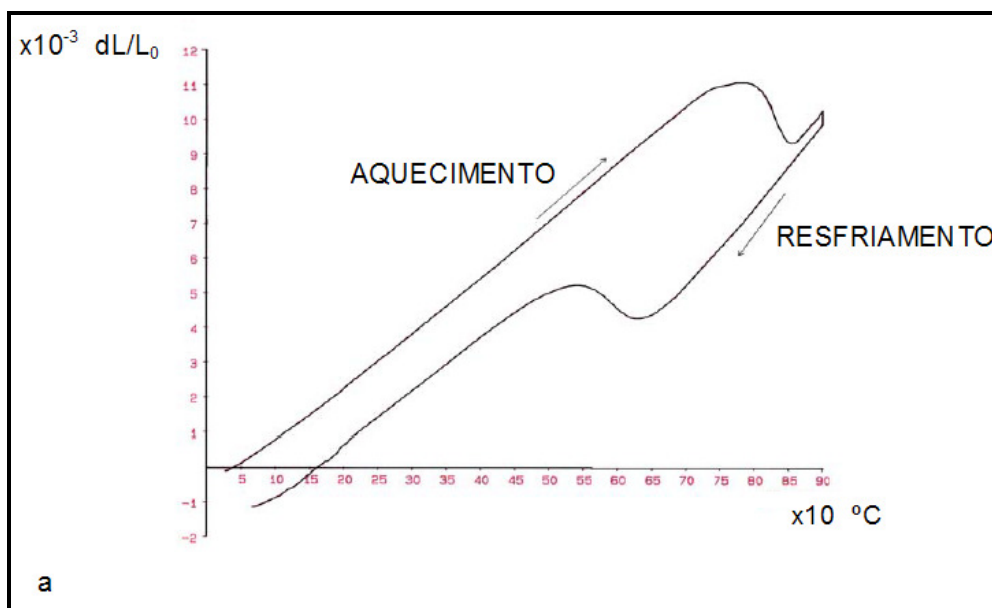


Figura 2.6-a – Curva de dilatação obtida por dilatometria: Gráfico Dilatação X Temperatura (Ramírez, 2008).

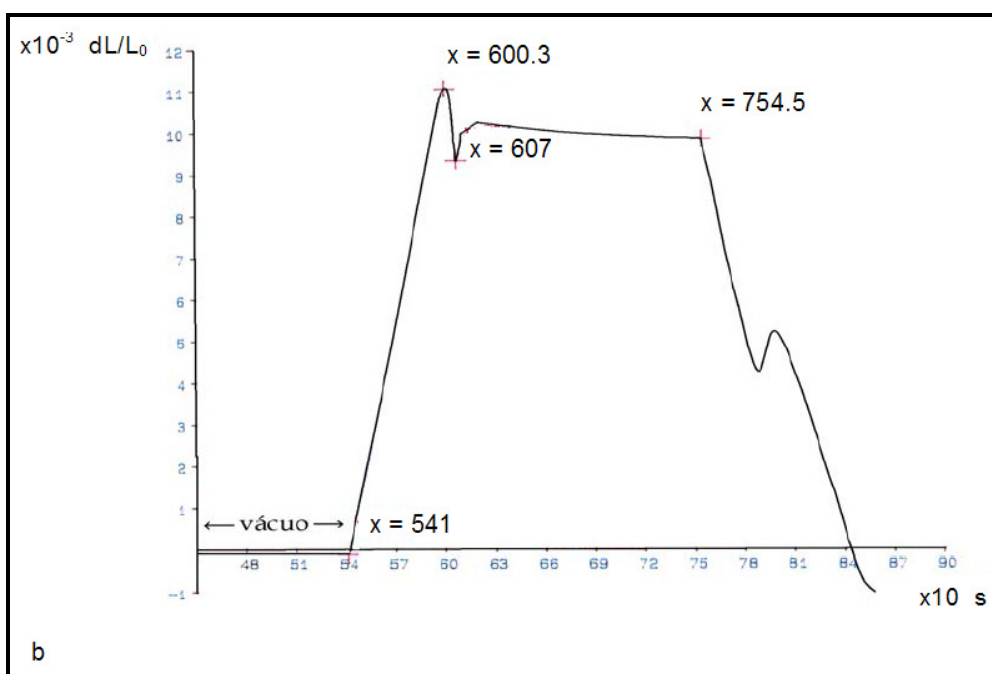


Figura 2.6-b – Curva de dilatação obtida por dilatometria: Gráfico Dilatação X Tempo (Ramírez, 2008).

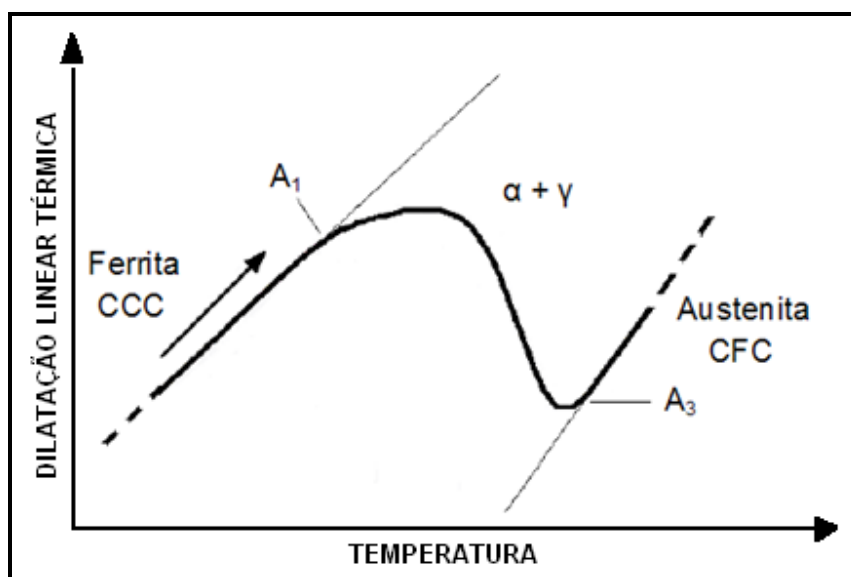


Figura 2.7 – Variação na dilatação do corpo de prova durante o aquecimento (Ramírez, 2008).

O propósito da técnica de dilatometria a partir da decomposição austenítica em diferentes velocidades de resfriamento é observar a cinética de transformação das diferentes fases e projetar o diagrama TRC do aço microligado para tubos API 5L X80 (Ramírez, 2008).

2.6 Diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo (TRC)

O diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) de um aço ARBL permite identificar estruturas transformadas durante a decomposição austenítica num resfriamento contínuo. A Figura 2.8, por exemplo, mostra um diagrama TRC para um aço microligado com composição 0,077%C, 1,28%Mn, 0,045%Nb, 0,053%V, 0,027%Ti estudado por Zhao *et al* (2003). Para taxas de resfriamento entre 10 e 50°C/s, as microestruturas obtidas são ferrita bainítica (FB) e ferrita acicular (FA). Para taxas menores que 7,5°C/s, foi obtida a ferrita poligonal (FP), sendo que para taxas maiores de 1°C/s a perlita (P) foi suprimida da microestrutura. A Figura 2.9-a mostra a microestrutura deste material para uma taxa de resfriamento igual a 0,1°C/s e a Figura 2.9-b para uma taxa de 1°C/s (Silva, 2009).

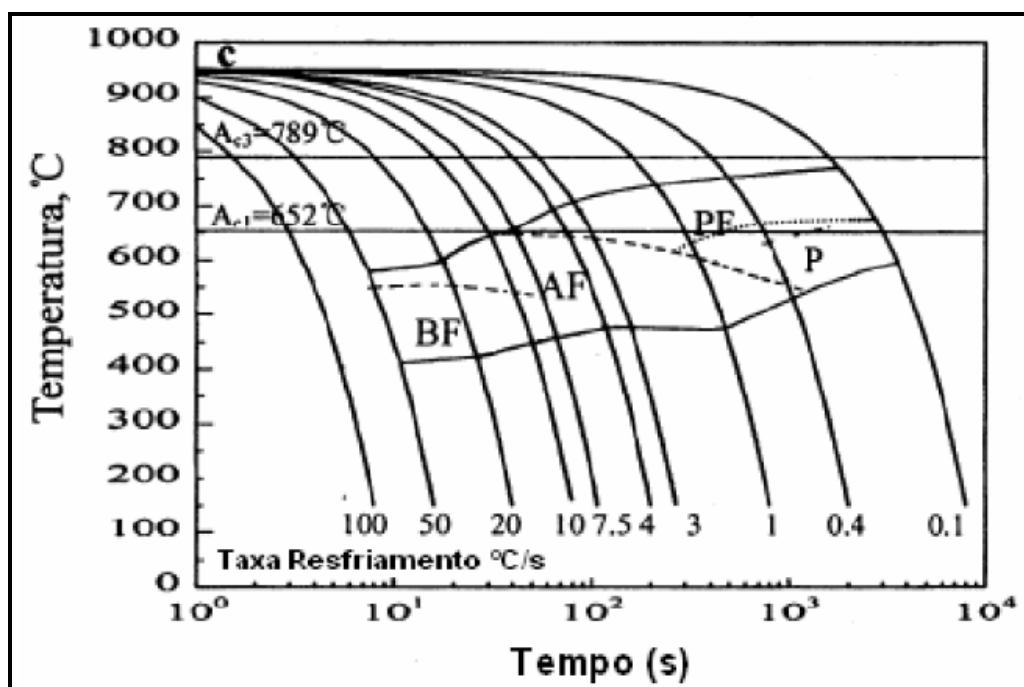


Figura 2.8 – Diagrama TRC do aço microligado baixo carbono (Zhao *et al*, 2003).

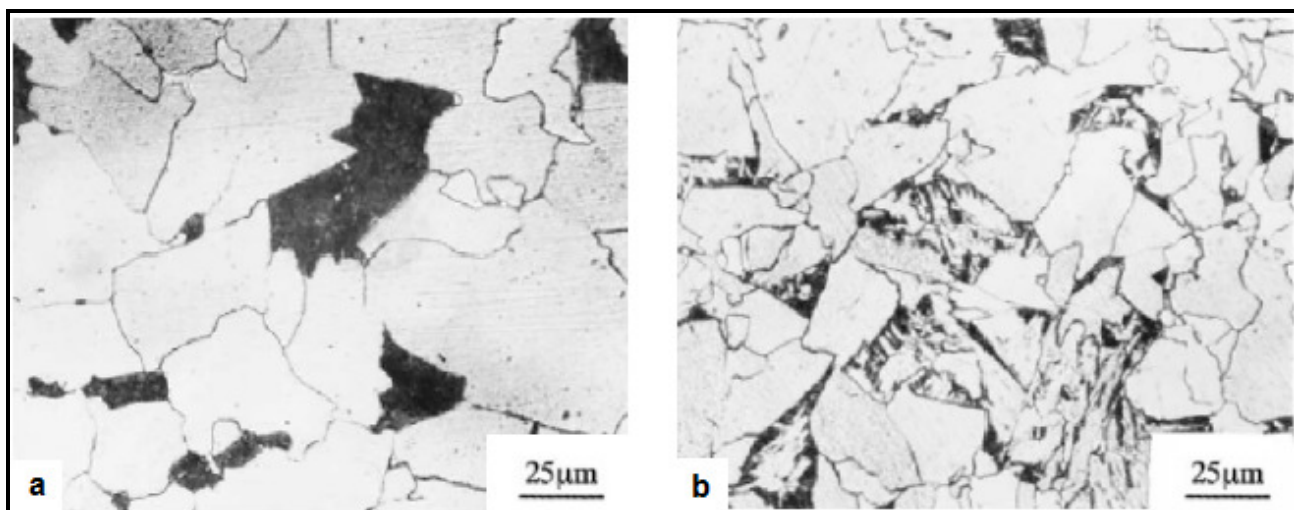


Figura 2.9 – Microestruturas do aço microligado baixo carbono: a) Taxa de resfriamento de 0,1 °C/s: microestrutura de FP + P; b) Taxa de resfriamento de 1 °C/s: microestrutura de FP + FA + P em pequena quantidade (Zhao *et al*, 2003).

A Figura 2.10 mostra um diagrama TRC para um aço API 5L X80 de composição 0,065%C, 0,29%Si, 1,55%Mn, 0,015%P, 0,003% Al, 0,28%Mo, 0,076%Nb e 0,020%Ti estudado por Cizek *et al* (2005). As taxas de resfriamento foram compreendidas entre

0,1 e 100°C/s. Os autores verificaram que para baixas taxas de resfriamento são formadas pequenas quantidades de perlita (P) e bainita (B) e para altas taxas pode-se obter ferrita bainítica (BF) e uma pequena quantidade de Martensita (M). A Figura 2.11 apresenta a evolução destas microestruturas em função da taxa de resfriamento empregada (Silva, 2009).

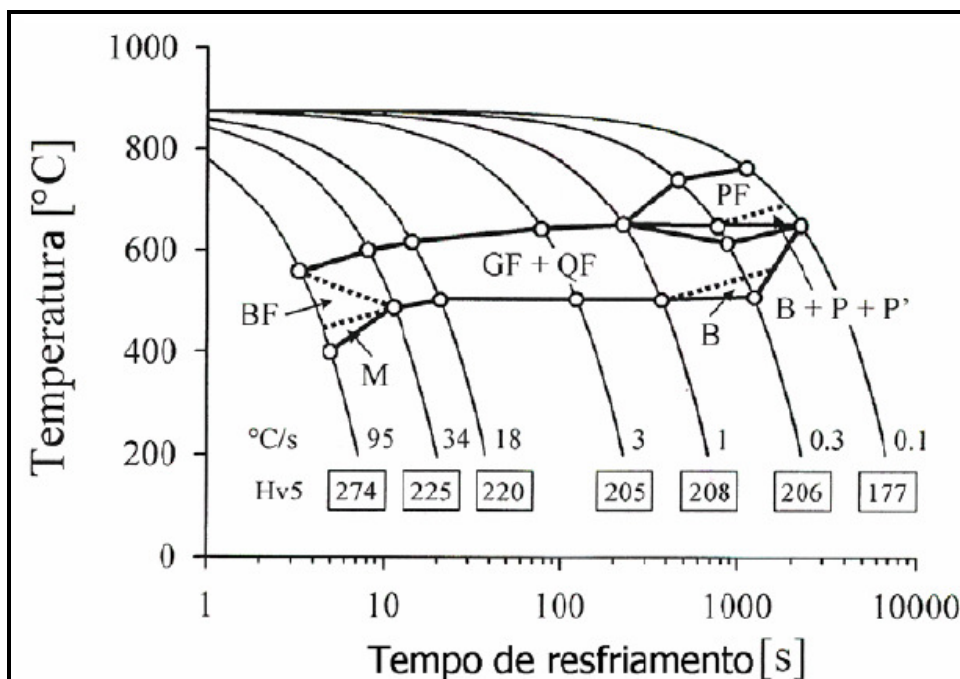


Figura 2.10 – Diagrama TRC de um aço API 5L X80 (Cizek *et al*, 2005).

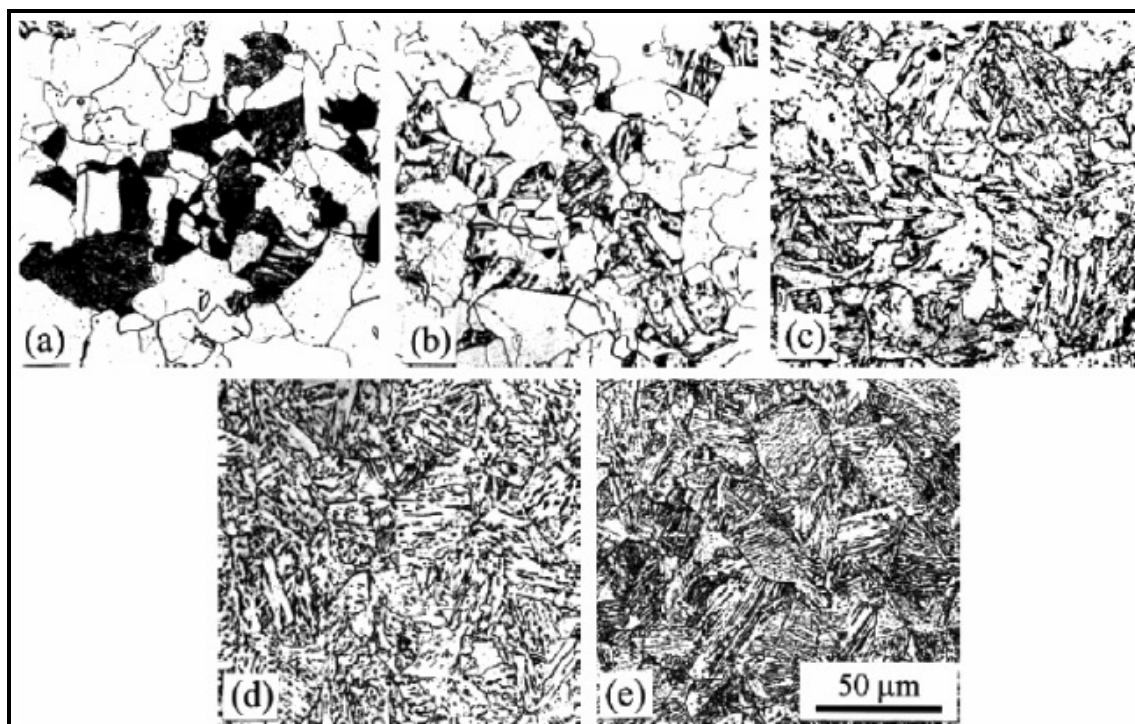


Figura 2.11 – Microestruturas de um aço API 5L X80: a) Taxa de resfriamento de $0,1^{\circ}\text{C/s}$: microestrutura de FP + B; b) Taxa de resfriamento de $0,3^{\circ}\text{C/s}$: microestrutura de FP + B; c) Taxa de resfriamento de 1°C/s : microestrutura de FQ + FG; d) Taxa de resfriamento de 18°C/s : microestrutura de FG; e) Taxa de resfriamento de 95°C/s : microestrutura de FB + M (Cizek *et al*, 2005).

A Figura 2.12 mostra um diagrama TRC para um aço API 5L X80 de composição 0,0679%C, 1,83%Mn, 0,104%(Nb+Ti+V), 0,193%Si, 0,189%Cr, 0,245%Mo, 0,0243%Al, 0,0030%P estudado por González *et al* (2008). Os autores afirmaram que para baixas taxas de resfriamento, entre $0,1$ e 7°C/s , a microestrutura é composta de matriz de ferrita mais perlita em pouca quantidade e possivelmente bainita. Para maiores resfriamentos, a microestrutura é formada por matriz de ferrita mais agregado eutetóide compacto possivelmente constituído de bainita. Estes resultados não são coerentes, uma vez que a bainita não pode ser obtida a partir de um resfriamento lento. Para se obter bainita, é preciso resfriar rapidamente (transformação por cisalhamento) a liga e depois decompô-la isotermicamente no domínio de temperatura pertinente (transformação por difusão).

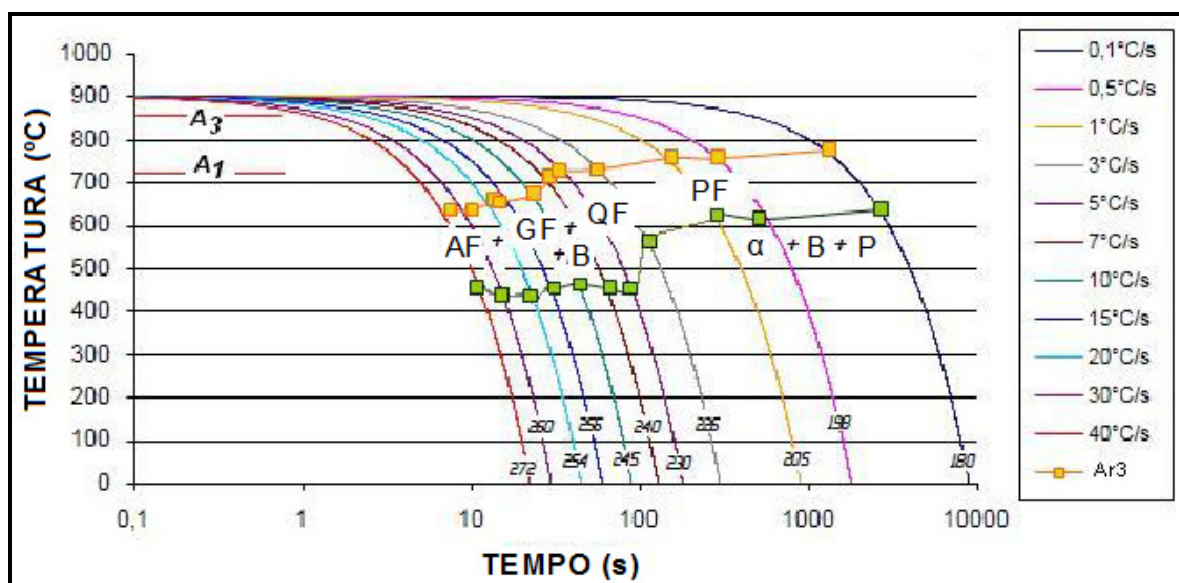


Figura 2.12 – Diagrama TRC do aço microligado X80 (González *et al*, 2008).

A Figura 2.13 mostra um gráfico Temperatura Ar_3 (°C) X Taxa de Resfriamento (°C/s) para o aço API 5L X80 estudado por González *et al* (2008). Os autores observaram que o aumento da taxa de resfriamento é inversamente proporcional à temperatura Ar_3 e que para taxas de resfriamento maiores ou iguais a 5°C/s a temperatura Ar_3 diminui notavelmente.

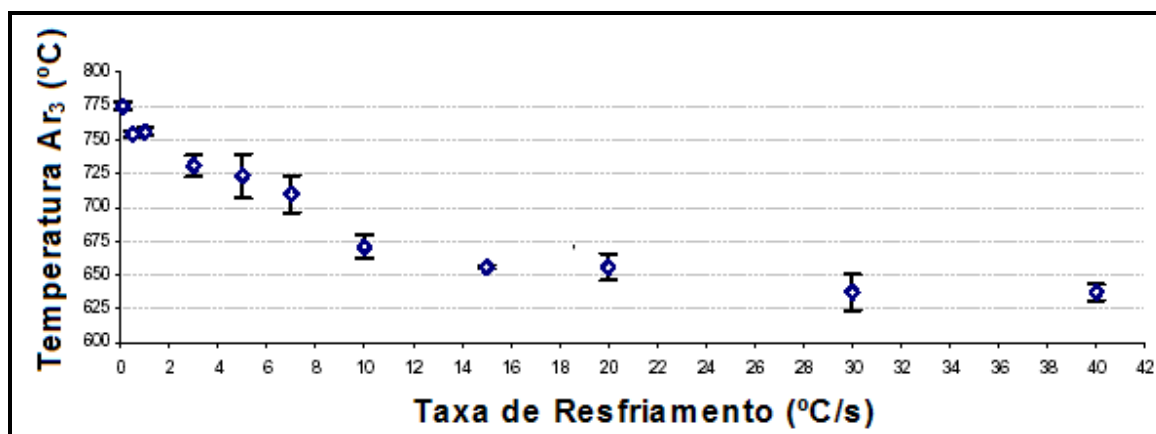


Figura 2.13 – Variação da temperatura Ar_3 em função da taxa de resfriamento (González *et al*, 2008).

A Figura 2.14 apresenta a evolução das microestruturas em função da taxa de resfriamento empregada para o aço API 5L X80 estudado por González *et al* (2008). Para taxa de resfriamento de 0,5°C/s a microestrutura final obtida apresenta matriz de ferrita poligonal. Os agregados eutetóides apresentam lamelas de cor branca, possivelmente constituídas de cementita, junto a lamelas de cor cinza de ferrita (Figura 2.14-b), com formato assemelhado ao da perlita degenerada (González *et al*, 2008).

Taxas de resfriamento de 1°C/s formaram microestrutura constituída de ferrita poligonal, não sendo identificada a presença de constituinte MA. Os agregados eutetóides formados sob a taxa de resfriamento de 1°C/s possuem as mesmas características dos que foram formados sob a taxa de 0,5°C/s, exceto pela maior separação observada entre as lamelas de ferrita e cementita (González *et al*, 2008).

Para taxa de resfriamento de 3°C/s a microestrutura apresenta matriz de ferrita poligonal. As lamelas brancas de cementita mostraram-se mais refinadas e em menor quantidade do que as lamelas de ferrita em cor cinza (Figura 2.14-d, seta amarela). O microconstituente MA localizou-se nos contornos de grão em forma de placas (Figura 2.14-d, setas laranjas) (González *et al*, 2008).

Aumentando-se a taxa de resfriamento para 5°C/s observou-se a formação de ferrita poligonal e, em menor quantidade, ferrita quase poligonal (Figura 2.14-e). A morfologia dos agregados eutetóides se conservou. Foi observado também um leve refinamento de grão e redução na quantidade de perlita degenerada (seta amarela), ou seja, iniciou-se a partir dessa taxa o predomínio de agregados eutetóides compactos (setas brancas) (González *et al*, 2008).

Para taxa de resfriamento de 7°C/s a matriz é formada por ferrita quase poligonal e as lamelas de cementita e ferrita não são mais observadas. Além disso, os agregados eutetóides (em alto relevo) são mais compactos, não apresentando definição clara de sua morfologia interna (Figura 2.14-f, seta **amarela**). Observou-se também maior quantidade de grãos de MA, em cor branca, nos contornos do grão (Figura 2.14-f, seta **laranja**) e, pela primeira vez, no interior do grão de ferrita em forma de pequenas placas de 500 nm de largura (González *et al*, 2008).

Para taxa de resfriamento de 15°C/s a microestrutura é constituída por matriz de ferrita granular e agregados eutetóides refinados (figura 2.14-g). Observou-se também maior quantidade de grãos de MA de cor branca distribuídos aleatoriamente ao longo

dos contornos de grão e, em placas finas, dentro dos grãos de ferrita (González *et al*, 2008).

Para taxa de resfriamento de 20 °C/s observou-se um leve refino do tamanho de grão da matriz de ferrita granular e dos agregados eutetóides. Observou-se também maior fração do microconstituente MA de cor branca, o qual se localizou predominantemente nos contornos de grão (Figura 2.14-h) (González *et al*, 2008).

Para taxa de resfriamento de 30 °C/s foi observada uma maior quantidade de grãos finos aciculares (em forma de agulha) de MA de cor branca (Figura 2.14-i). Estes grãos de MA se localizam preferencialmente nos contornos do grão e, alguns poucos, dentro dos grãos da matriz de ferrita granular (González *et al*, 2008).

Para a maior velocidade de resfriamento aplicada, 40 °C/s, foi observado um aumento na fração do constituinte MA de cor branca, cujos grãos estão distribuídos principalmente ao longo dos contornos de grão (Figura 2.14-j). O constituinte MA também se apresenta na forma acicular dentro dos grãos da matriz de ferrita granular. Observou-se também uma maior quantidade de agregados eutetóides compactos que, possivelmente, são constituídos de bainita inferior. Foi constatado então que a fração volumétrica dos agregados eutetóides cresceu com o aumento da taxa de resfriamento. Em compensação, a fração volumétrica da ferrita diminuiu com o aumento da taxa de resfriamento. Para as taxas de resfriamento entre 0,1 °C/s e 10 °C/s a fração volumétrica de agregados eutetóides aumentou sensivelmente, passando de 21% para 30%. Esta tendência continuou para maiores taxas de resfriamento, entre 10 °C/s e 40 °C/s, porém com menor intensidade, uma vez que a fração volumétrica dos agregados passou de 30% para 44% (González *et al*, 2008).

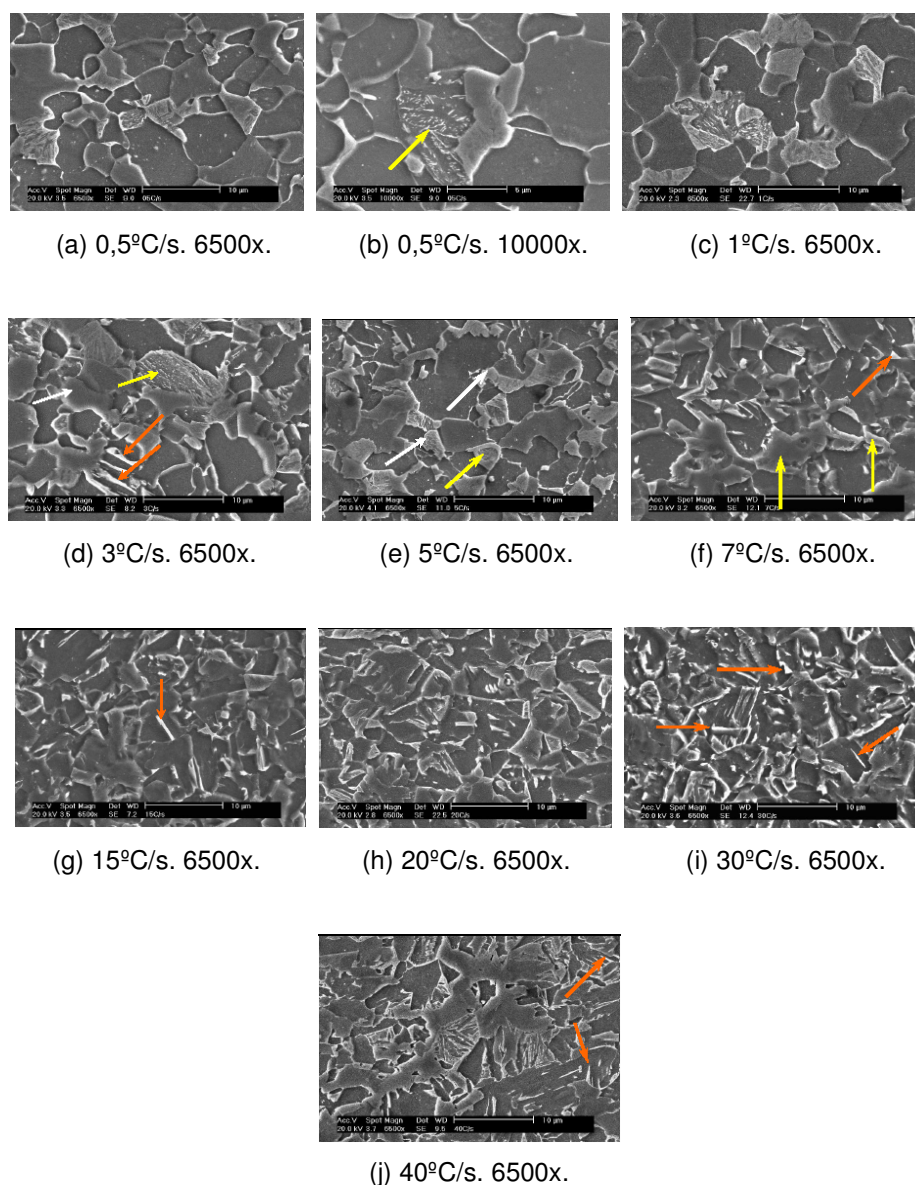


Figura 2.14 – Caracterização microestrutural da decomposição austenítica para diferentes velocidades de resfriamento por MEV (González *et al*, 2008).

A Figura 2.15 mostra um diagrama TRC estático (sem deformação a quente) para um aço microligado de composição 0,025%C, 0,24%Si, 1,56%Mn, 0,002%P, 0,0006%S, 0,04%Nb, 0,02%V, 0,32%Mo, 0,0043%O, 0,0062%N estudado por Zhao *et al* (2003). Os autores observaram que em baixas taxas de resfriamento, entre 0,1 e 1 °C/s, uma microestrutura mista de ferrita bainítica e ferrita poligonal pode ser alcançada. Enquanto que em taxas de resfriamento superiores a 1°C/s, apenas ferrita bainítica pode ser alcançada sem deformação a quente (Zhao *et al*, 2003).

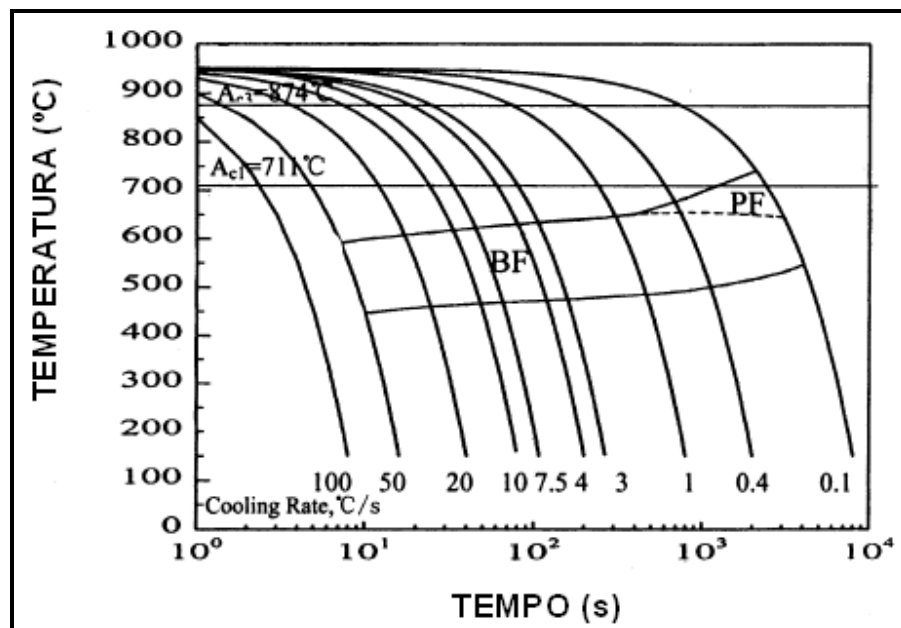


Figura 2.15 – Diagrama TRC estático do aço microligado (Zhao *et al*, 2003).

A Figura 2.16 mostra um diagrama TRC dinâmico (com deformação a quente) para um aço microligado de composição 0,025%C, 0,24%Si, 1,56%Mn, 0,002%P, 0,0006%S, 0,04%Nb, 0,02%V, 0,32%Mo, 0,0043%O, 0,0062%N estudado por Zhao *et al* (2003). Os autores afirmaram que no diagrama TRC dinâmico a ferrita bainítica não pode ser obtida em qualquer taxa de resfriamento experimental devido ao deslocamento das curvas de fase correspondentes em direção ao canto superior esquerdo em relação ao diagrama TRC estático, e a transformação da ferrita acicular ocorre no intervalo de taxa de resfriamento de 1 a 30°C/s. Taxas de resfriamento inferiores a 1°C/s promoveriam a formação predominante de uma mistura de ferrita poligonal e perlita. A ferrita poligonal é evitada em taxas de resfriamento superiores a 10°C/s enquanto a perlita é suprimida em taxas superiores a 2°C/s (Zhao *et al*, 2003).

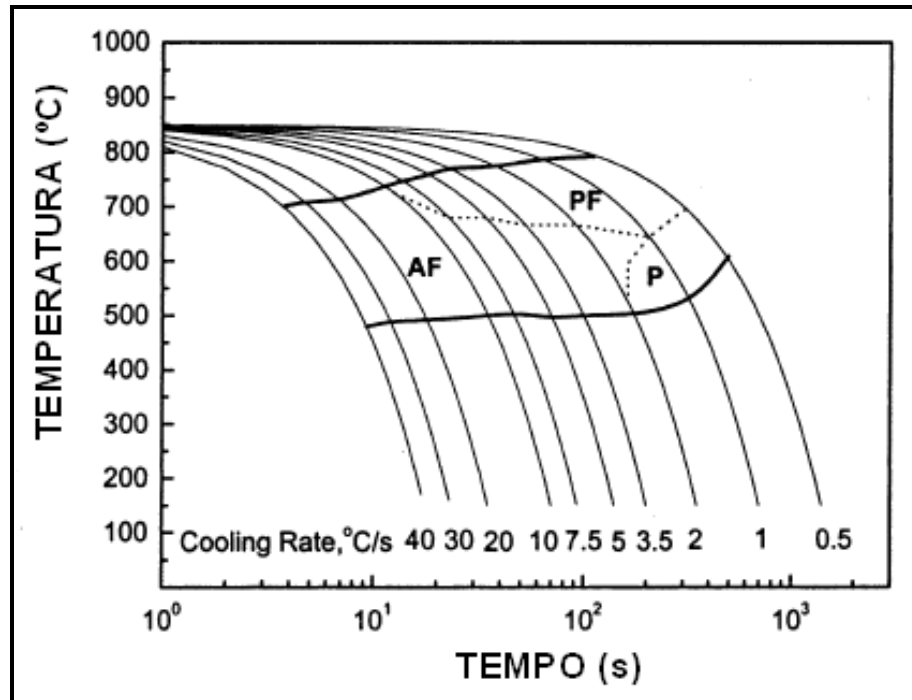


Figura 2.16 – Diagrama TRC dinâmico do aço microligado (Zhao *et al*, 2003).

A Figura 2.17 apresenta as micrografias ópticas do aço microligado estudado por Zhao *et al* (2003) submetido a diferentes taxas de resfriamento sem deformação. Os autores observaram que nas taxas de resfriamento de 50, 10 e 1°C/s as microestruturas transformadas são caracterizadas por ferrita bainítica, enquanto que na taxa de resfriamento de 0,1°C/s a microestrutura transformada consiste em ferrita bainítica e ferrita poligonal.

A Figura 2.18 apresenta as micrografias ópticas do aço microligado estudado por Zhao *et al* (2003) submetido a diferentes taxas de resfriamento com deformação. Segundo os autores, as redes de contornos de grãos de austenita antecedentes são completamente eliminadas e a ferrita bainítica não pode ser obtida em qualquer taxa de resfriamento experimental. As microestruturas transformadas contêm ferrita acicular, ferrita poligonal e perlita.

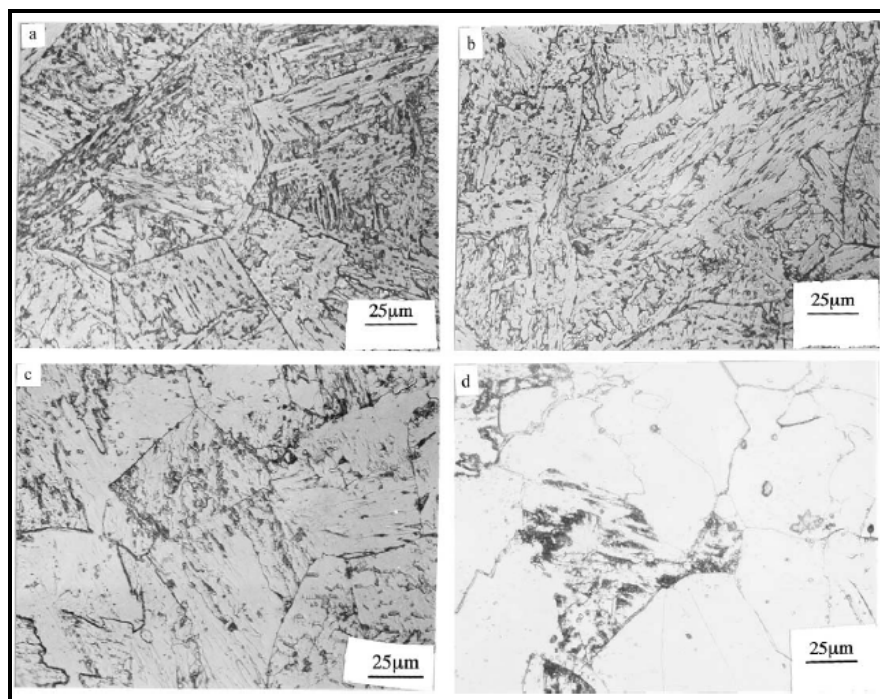


Figura 2.17 – Micrografias ópticas do aço microligado (sem deformação) para diferentes taxas de resfriamento. (a) 50°C/s, (b) 10°C/s, (c) 1°C/s, (d) 0,1°C/s (Zhao *et al*, 2003).

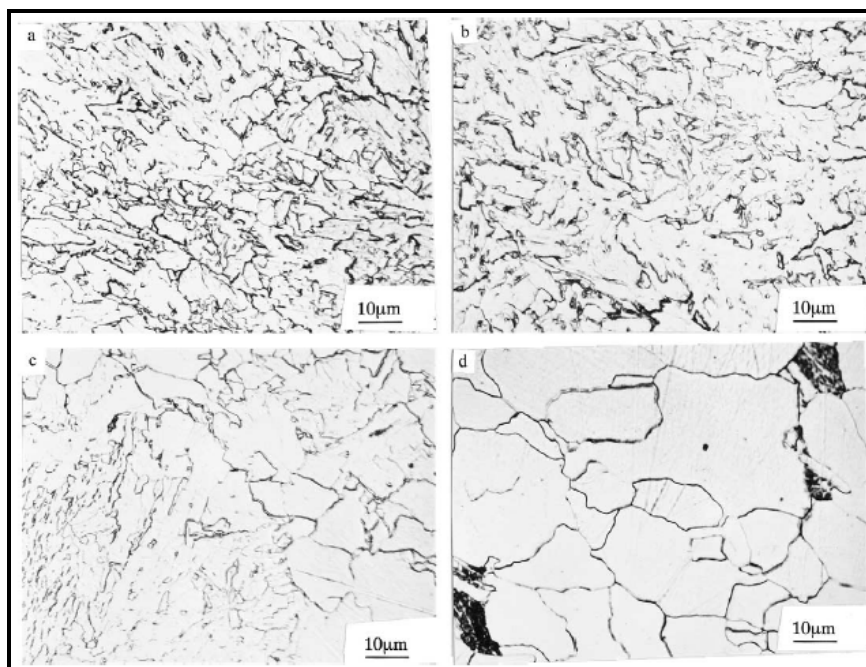


Figura 2.18 – Micrografias ópticas do aço microligado (com deformação) para diferentes taxas de resfriamento. (a) 30°C/s, (b) 10°C/s, (c) 3,5°C/s, (d) 0,5°C/s (Zhao *et al*, 2003).

2.7 Propriedades Mecânicas

2.7.1 Ensaio de Tração

A aplicação de uma força num corpo sólido promove uma deformação do material na direção do esforço e o ensaio de tração consiste em submeter um material a um esforço que tende a esticá-lo ou alongá-lo. Geralmente, o ensaio é realizado num corpo de prova de formas e dimensões padronizadas, para que os resultados possam ser comparados ou, se necessário, reproduzidos. O corpo de prova é fixado numa máquina de ensaio que aplica esforços crescentes na sua direção axial, sendo medidas as deformações correspondentes. Os esforços ou cargas são medidos na própria máquina de ensaio e o corpo de prova é levado até a sua ruptura (Souza, 1982).

Quando um corpo de prova é submetido a um ensaio de tração, pode-se construir um gráfico Tensão (σ) X Deformação (%) através das medições de carga (ou tensão) e deformação realizadas durante o ensaio.

Segundo Ordóñez (2004), as propriedades mecânicas geralmente obtidas por meio do ensaio de tração são as seguintes:

- Limite de Resistência (LR), que é a tensão máxima suportada pelo metal;
- Limite de Escoamento (LE), que é a tensão que marca a transição do metal da zona de deformação elástica para a zona de deformação plástica;
- Limite de Escoamento Convencional (L_n), que é calculado por médio do gráfico Tensão (σ) X Deformação (%), quando não é possível calcular diretamente o limite de escoamento;
- Módulo de Elasticidade (E), que é um parâmetro mecânico que proporciona uma medida da rigidez de um material sólido.
- Alongamento Total do corpo de prova (ϵ), que é expresso em %;
- Estricção (ϕ), que é expressa em %, calcula a diminuição da seção transversal do corpo de prova;
- Valor Indicativo de Tenacidade (MPa), que é obtido integrando-se a área sob a curva Tensão (σ) X Deformação (%).

2.7.2 Ensaio de Dureza

A dureza de um material é definida como uma medida da sua reação ao tipo de tensão imposta. Mede-se a resistência do material à deformação, densificação e fratura (Quinn & Quinn, 1997).

Os testes de impressão elástica são os mais usados para medir a dureza de um material. O indentador de diamante (em forma de esfera, cone ou pirâmide) é forçado contra a superfície da amostra por um intervalo de tempo determinado e mede-se o tamanho da impressão plástica residual na superfície do material após a remoção do penetrador (Zeng *et al*, 1996).

Um balanço geral de energia para o processo de impressão Vickers pode ser formulado onde o trabalho externo aplicado pelo indentador é consumido na deformação e no processo de fratura do material. O trabalho é convertido em um componente de energia de deformação, proporcional ao volume da pirâmide Vickers, e um componente de energia superficial, proporcional à área de contato da pirâmide (Marchi, 1999).

Conforme se aumenta a carga, as identações tornam-se maiores, e mais energia é absorvida via deformação volumétrica e propagação da trinca. Isto significa que é deformado um maior volume de material, e gera-se um aumento na área de impressão da trinca, e a dureza diminui até que se atinja uma transição para dureza constante (Quinn & Quinn, 1997).

As explicações para a diminuição da dureza com o aumento da carga baseiam-se em erros devido às medidas experimentais e/ou erros que são relacionados com fatores estruturais intrínsecos das amostras tais como: a recuperação elástica da impressão, quando a carga é removida, é proporcionalmente mais acentuada para pequenas impressões; presença de microtrincas causadas pela indentação (Iost & Bigot, 1996).

2.8 Soldagem

Classicamente, a soldagem é considerada como um método de união, porém muitos processos de soldagem ou variações destes são usados para a deposição de material sobre uma superfície, visando a recuperação de peças desgastadas, ou para a formação de um revestimento com características especiais. Diferentes processos relacionados com os de soldagem são utilizados para o corte ou para o recobrimento de

peças. Diversos aspectos dessas operações de recobrimento e corte são similares à soldagem e, por isso, muitos aspectos desses processos são juntamente abordados (Modenesi & Marques, 2006).

2.8.1 Processo GMAW

O processo GMAW (Gas Metal Arc Welding) é um processo de soldagem a arco elétrico estabelecido entre o metal de base e o metal de adição alimentado automaticamente. A Figura 2.19 representa esquematicamente o processo GMAW onde existe uma pistola através da qual sai o arame (eletrodo) alimentado automaticamente e o gás de proteção responsável pela formação da atmosfera protetora.

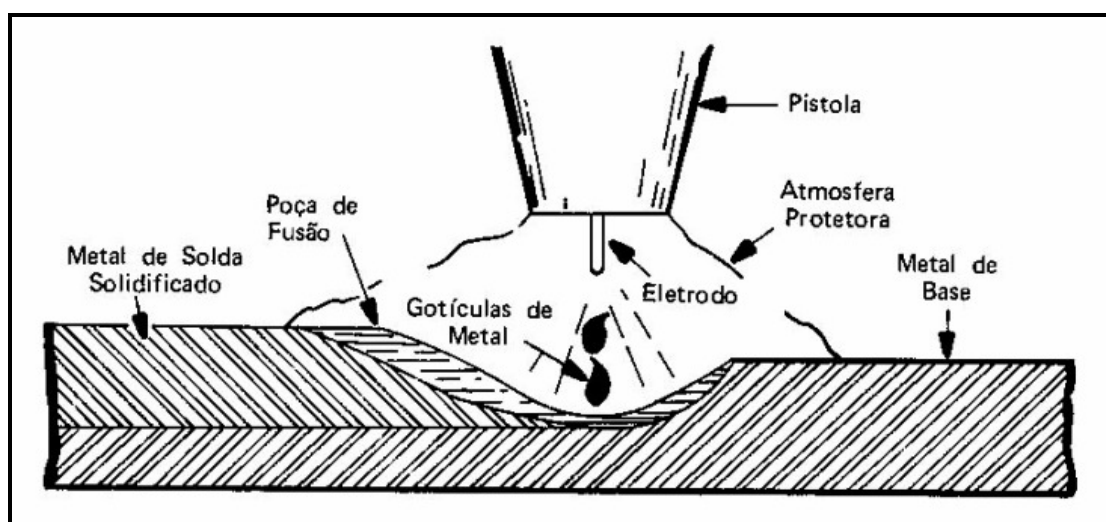


Figura 2.19 – Representação esquemática do processo GMAW.

Na área de soldagem, onde existem gotículas fundidas transferidas através do arco para a poça de fusão, a proteção contra o efeito oxidante da atmosfera ambiente é necessária. Esta proteção pode ser proporcionada com sucesso por gases de proteção apropriados (Suban & Tusek, 2001).

A proteção do arco e da região da solda contra contaminação pela atmosfera é feita por um gás ou mistura de gases, que podem ser inertes ou ativos. No Brasil, o processo é conhecido como MIG (Metal Inert Gas) quando a proteção usada é inerte ou rica em

gases inertes ou MAG (Metal Active Gas) quando o gás usado é ativo ou contém misturas ricas em gases ativos (Marques *et al*, 2009).

2.8.1.1 Vantagens e Limitações dos Processos GMAW

Segundo Quites (2002), Machado (1996) e Brandi (1992), as principais vantagens e limitações dos processos GMAW são:

Vantagens:

- processo semi-automático, podendo ser automatizado;
- maior produção de metal depositado em relação ao eletrodo revestido;
- longos cordões podem ser feitos sem parada, devido a alimentação contínua do arame;
- grande versatilidade quanto à aplicação de materiais e espessuras;
- soldagem pode ser feita em todas as posições;
- limpeza mínima após a soldagem devido a inexistência de escória pesada;
- menor exigência de habilidade do soldador comparado ao processo com eletrodo revestido;
- penetração de raiz mais uniforme que no processo com eletrodo revestido;
- velocidade de soldagem elevada;
- problemas de distorção e tensões residuais diminuídos;
- processo com baixo teor de hidrogênio que, no caso de eletrodos nus, fica ao redor de 5ppm/100g de metal;
- possibilidade de controlar a penetração e a diluição durante a soldagem.

Limitações:

- a variedade de arames disponíveis é relativamente pequena, cabendo mencionar que materiais que não tenham suficiente ductilidade para serem trefilados não podem ser transformados em arame maciço para soldagem por este processo;
- o equipamento de soldagem é mais complexo, mais caro e menos portátil do que o do eletrodo revestido;

- o arco deve estar protegido de correntes de ar que possa dispersar o gás de proteção, dificultando a soldagem em campo;
- dificuldade na soldagem em locais de difícil acesso, pelo tamanho da pistola de soldagem e pela proximidade entre o bocal e a peça exigida pelo processo;
- projeções de gotas de metal líquido durante a soldagem;
- grande emissão de raios ultravioleta.

2.8.2 Soldabilidade dos Aços ARBL

A soldabilidade dos Aços Estruturais é uma propriedade bem complexa, uma vez que ela envolve a sensibilidade à fratura da junta e a tenacidade requerida pelas condições de serviço e teste de temperatura. Esta soldabilidade é analisada primeiramente através da susceptibilidade à ocorrência de trinca durante ou após a soldagem, e mais completamente, através das propriedades mecânicas especificadas por normas, essencialmente da tenacidade (Cardozo, 2003).

Segundo Bohorquez (1989) e Natal (1986), os fatores que definem a soldabilidade de um aço são: a facilidade com que pode ser soldado (isto é, requerendo o mínimo de cuidados tais como projeto de junta, escolha da energia de soldagem e temperatura de préaquecimento), e o seu comportamento em serviço.

Na determinação das características de soldabilidade, o procedimento adotado pode variar de acordo com o tipo de aço e a aplicação do mesmo. Assim, o procedimento utilizado para caracterizar o grau de soldabilidade de um aço ao carbono é muito mais simples que no caso de um aço baixa liga ou microligado. Comparando-se os aços produzidos há 15 anos com os atuais, pode-se verificar que estes últimos apresentam um grau de soldabilidade bem superior aos antecessores, apesar de apresentarem resistência a tração bem mais elevada (Cardozo, 2003).

2.8.3 Carbono Equivalente (CE)

O carbono equivalente (CE) é utilizado na avaliação da temperabilidade do aço. Quanto maior for o valor do carbono equivalente de um aço, mais temperável será este aço, o que prejudica a sua soldabilidade.

Segundo Modenesi (2008), fórmulas de carbono-equivalente (CE) são comumente usadas para se estimar a necessidade de cuidados especiais na soldagem. Uma expressão de CE muito difundida é:

$$CE = \%C + \%Mn/6 + \%Mo/4 + \%Cr/5 + \%Ni/15 + \%Cu/15 + \%P/3 \quad (2.1)$$

Preferencialmente, o CE deve ser calculado para a composição real do aço. Quando esta não é conhecida, os teores máximos na faixa da especificação do aço devem ser considerados por segurança, Modenesi (2008).

Segundo Modenesi (2008), quando o CE for maior que 0,60, deve-se usar pré-aquecimento para juntas com espessura acima de 20mm.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Os materiais utilizados para a realização deste trabalho foram tubos de aço de Alta Resistência e Baixa Liga API 5L X80 com 800 mm de diâmetro e 19,1mm de espessura, produzidos através do processo termomecânico de laminação controlada (TMCR). Estes tubos foram doados pela siderúrgica USIMINAS. Segundo a USIMINAS, o limite de escoamento (LE) e o limite de resistência (LR) deste material são 555 MPa e 625 MPa, respectivamente. A composição química deste aço está apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química do aço API 5L X80 (Usiminas).

Elemento de Liga	Concentração em Peso (%)	Elemento de Liga	Concentração em Peso (%)
C	0,03	Ni	0,014
S	0,004	Cu	0,01
N	0,0065	Nb	0,069
O	---	Mo	0,189
Al	0,029	B	0,0001
Si	0,21	Ca	0,003
P	0,016	Nb+V+Ti	0,11
Ti	0,015	V + Nb	0,09
V	0,025	Cr + Ni + Cu + Mo	0,37
Cr	0,161	Al / N	4,6
Mn	1,76	C + Mn/5	0,38
Elemento de Liga			Concentração em Peso (%)
$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + B*5$			0,15
$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$			0,40

3.2 Métodos

3.2.1 Ensaaios de Dilatometria

Para simulação dos ciclos térmicos, foram realizados ensaios de dilatometria em um dilatômetro DIL 402 PC localizado no Laboratório de Termometria e Simulações Termomecânicas do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE. Para a realização destes ensaios, foram fabricados, a partir dos tubos de aço API 5L X80, 20 corpos de prova cilíndricos com dimensões médias de 5 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento. Estas medidas foram determinadas com base nas especificações técnicas do dilatômetro utilizado.

O dilatômetro DIL 402 PC apresenta as seguintes especificações técnicas:

- faixa de temperatura: temperatura ambiente a 1200°C;
- taxas de aquecimento: 0,01°C/min a 50°C/min;
- faixa de medição: 500/5000 μm ;
- comprimento da amostra: 50 mm (máx.);
- diâmetro da amostra: 12 mm (máx.);
- resolução Δl : 8 nm;
- eletrônica integrada;

3.2.2 Fabricação de Corpos de Prova para Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.

Os corpos de prova para tratamentos térmicos e termomecânicos foram fabricados com base na norma ASTM E 8 (1984) a fim de possibilitar posteriores ensaios de tração. Foram cortados 40 corpos de prova na direção longitudinal dos tubos de aço API 5L X80. Os corpos de prova ficaram com dimensões médias de 10 X 19 X 100 mm, conforme ilustrado na Figura 3.1.

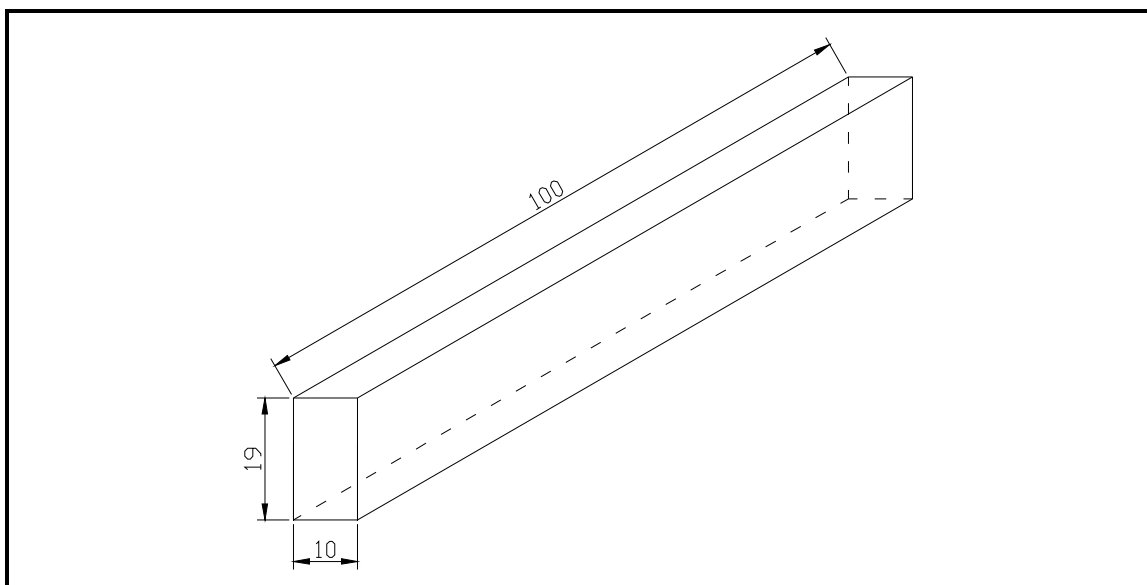


Figura 3.1 – Desenho esquemático do corpo de prova para tratamentos térmicos e termomecânicos.

3.2.3 Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.

Foram realizados 10 tratamentos térmicos e termomecânicos com etapas de aquecimento iguais. Para aquecer os corpos de prova foi utilizado um forno tipo mufla, sendo este aquecido até 950°C e mantido nesta temperatura por 2 horas para homogeneizar a temperatura dentro do forno. A temperatura de 950°C foi escolhida com base no diagrama Fe-Fe₃C para um aço com 0,03% de carbono. Antes da realização dos tratamentos de envelhecimento, foram realizados ensaios dilatométricos para investigar as temperaturas de transformações de fase no aço estudado. Conhecidas as transformações de fase, foram realizados tratamentos de envelhecimento em diferentes temperaturas. Foram realizados então os seguintes tratamentos térmicos e termomecânicos:

Tratamento 1: Os corpos de prova foram aquecidos com uma taxa de aquecimento de, aproximadamente, 90°C/min até atingirem a temperatura de 950°C, foram mantidos nesta temperatura durante 15 minutos para assegurar uma completa austenitização, em seguida foram laminados a uma taxa de deformação de 1,6 s⁻¹ com redução de 15% e, ao saírem do laminador, foram resfriados em água à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 3.2. A Figura 3.3-A mostra uma fotografia do

corpo de prova entrando no laminador e a Figura 3.3-B mostra uma fotografia do corpo de prova saindo do laminador.

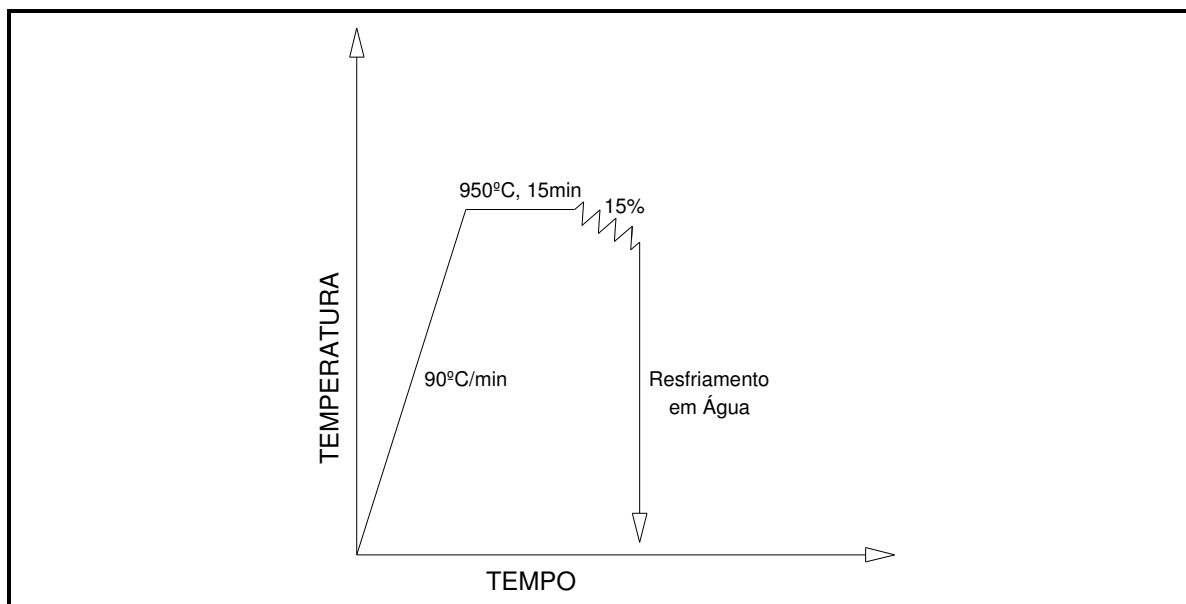


Figura 3.2 – Diagrama esquemático do tratamento 1.

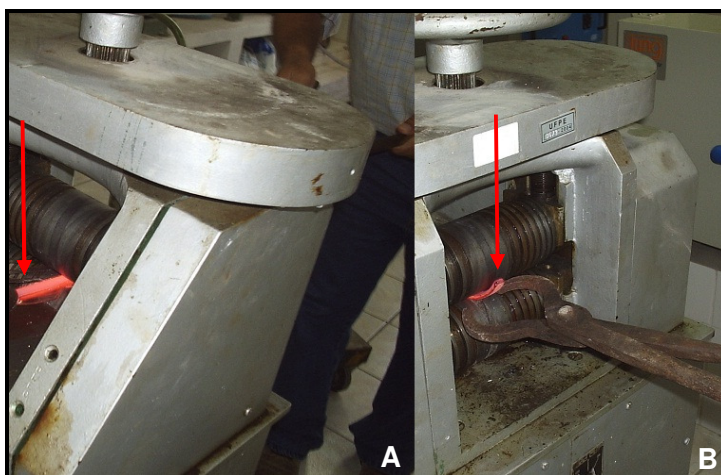


Figura 3.3 – Fotografias do corpo de prova entrando (A) e saindo do laminador (B).

Tratamento 2: Os corpos de prova foram aquecidos com uma taxa de aquecimento de, aproximadamente, $90^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até atingirem a temperatura de 950°C , foram mantidos nesta temperatura durante 15 minutos para assegurar uma completa austenitização e,

ao saírem do forno, foram resfriados em água à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 3.4.

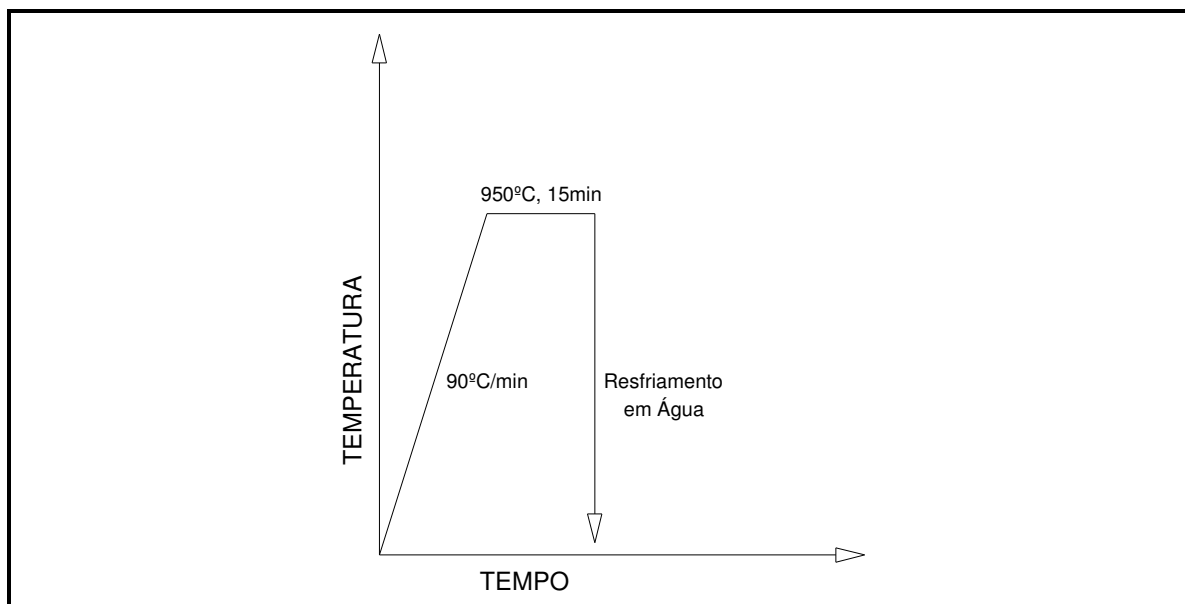


Figura 3.4 – Diagrama esquemático do tratamento 2.

Tratamento 3: Os corpos de prova foram aquecidos com uma taxa de aquecimento de, aproximadamente, 90°C/min até atingirem a temperatura de 950°C, foram mantidos nesta temperatura durante 1 hora a fim de se avaliar a influência do tempo de austenitização nas propriedades mecânicas do material e, ao saírem do forno, foram resfriados em água à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 3.5.

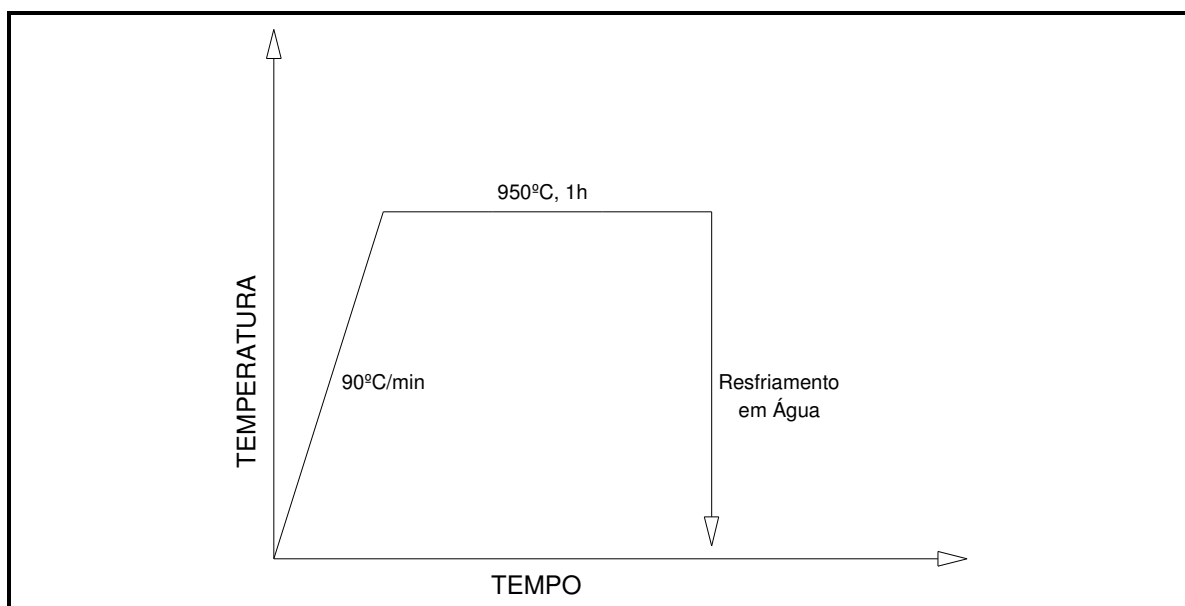


Figura 3.5 – Diagrama esquemático do tratamento 3.

Tratamentos 4, 5, 6, 7 e 8: Os corpos de prova foram aquecidos com uma taxa de aquecimento de, aproximadamente, 90°C/min até atingirem a temperatura de 950°C, foram mantidos nesta temperatura durante 15 minutos para assegurar uma completa austenitização e, ao saírem do forno, foram resfriados em água à temperatura ambiente. Realizada a têmpera, os corpos de prova foram aquecidos com uma taxa de aquecimento de 10°C/min, envelhecidos nas temperaturas de 400, 450, 500, 550 e 600°C durante 30 min e resfriados ao ar calmo. Os envelhecimentos foram realizados inicialmente num dilatômetro. A Figura 3.6 mostra o diagrama esquemático referente aos tratamentos 4, 5, 6, 7 e 8.

Tratamentos 9 e 10: Os corpos de prova foram aquecidos com uma taxa de aquecimento de, aproximadamente, 90°C/min até atingirem a temperatura de 950°C, foram mantidos nesta temperatura durante 15 minutos para assegurar uma completa austenitização e, ao saírem do forno, foram resfriados em água à temperatura ambiente. Realizada a têmpera, os corpos de prova foram aquecidos com uma taxa de aquecimento de 10°C/min, envelhecidos na temperatura de 330°C durante 5 e 30 min e resfriados ao ar calmo. Os envelhecimentos foram realizados inicialmente num

dilatômetro. A Figura 3.7 mostra o diagrama esquemático referente aos tratamentos 9 e 10.

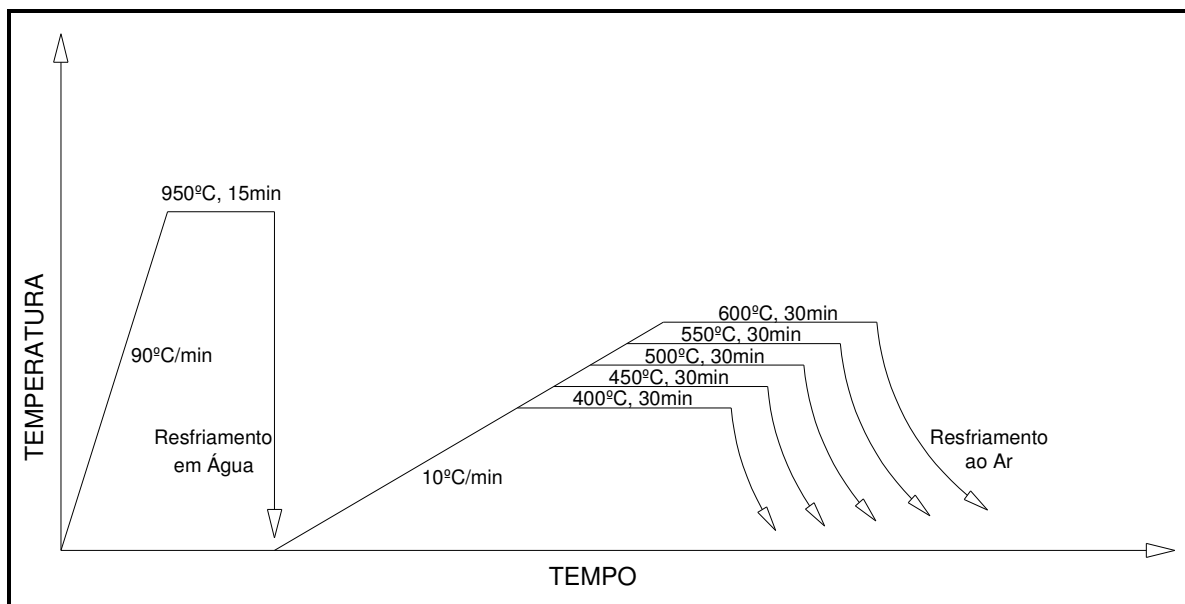


Figura 3.6 – Diagrama esquemático dos tratamentos 4, 5, 6, 7 e 8.

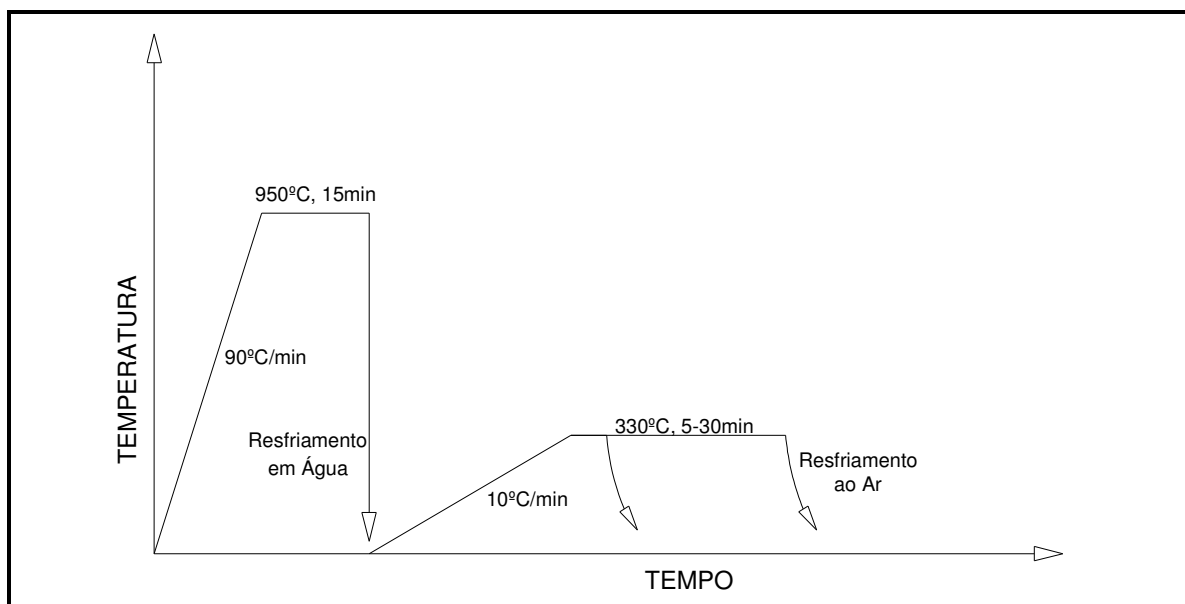


Figura 3.7 – Diagrama esquemático dos tratamentos 9 e 10.

3.2.4 Ensaio de Tração

Para avaliar a influência dos tratamentos térmicos e termomecânicos no comportamento mecânico do aço API 5L X80, foram realizados ensaios de tração. Para os ensaios de tração foram fabricados, segundo a norma ASTM E 8 (1984), 3 corpos de prova para cada tratamento realizado e 3 corpos de prova para o material na condição de “como recebido”. A Figura 3.8 mostra um desenho esquemático destes corpos de prova. Todas as medidas apresentadas na Figura 3.8 são expressas em milímetros.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de tração servo-hidráulica com célula de carga de 100kN, utilizando-se em todos os ensaios velocidade de deslocamento do cabeçote de 1mm/min. Os parâmetros do ensaio foram controlados através de um aplicativo comercial. Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente (20°C).

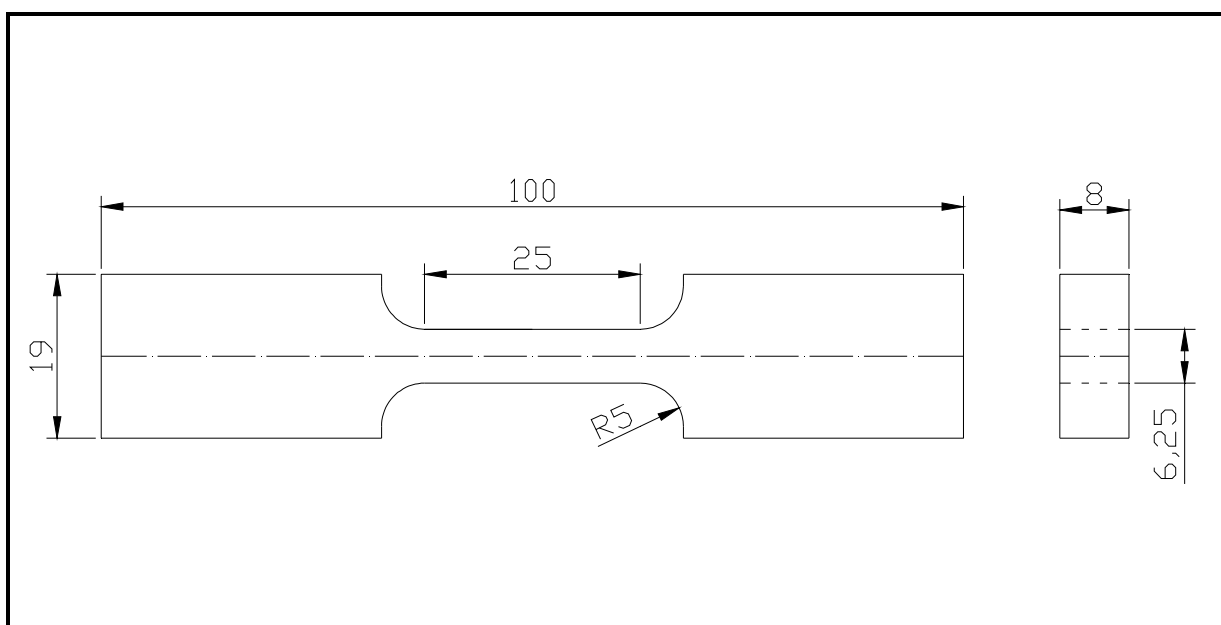


Figura 3.8 – Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio de tração.

3.2.5 Caracterização Microestrutural

3.2.5.1 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A caracterização microestrutural foi realizada em corpos de prova obtidos através de cortes nas seções transversais dos corpos de prova tratados termicamente e termomecanicamente e do material na condição de “como recebido”. A preparação metalográfica teve início com lixamentos com granulometrias apropriadas na seguinte sequência: 220, 400, 600 e 1000 mesh. Após os lixamentos, os corpos de prova foram polidos com pasta abrasiva de diamante de 1 μm com a finalidade de se eliminar os riscos e, em seguida, sofreram um ataque químico com o reagente Nital 5% durante cinco segundos. Após o ataque, os corpos foram lavados com água, secados com algodão e álcool e levados para observação num microscópio eletrônico de varredura (MEV).

3.2.6 Soldagem

Realizados os tratamentos térmicos e termomecânicos e avaliados os seus efeitos nas propriedades mecânicas do aço API 5L X80, foi escolhida a condição de tratamento que resultou na maior tenacidade do aço estudado para a realização da soldagem. A soldagem foi realizada com o objetivo principal de se obter a formação de ferrita acicular na junta soldada.

Como o objetivo principal da soldagem realizada neste trabalho foi fabricar uma junta soldada constituída predominantemente por ferrita acicular, não foi realizado nenhum pré-aquecimento e o resfriamento da junta foi acelerado. Para produzir uma alta taxa de resfriamento na junta soldada, as chapas de aço X80 a serem soldadas ficaram em contato com chapas de aço imersas (parcialmente) em água durante a realização da soldagem.

Inicialmente, chapas de aço API 5L X80 com dimensões médias de 8 X 50 X 200mm foram tratadas conforme o tratamento térmico ou termomecânico que produziu maior ganho de tenacidade.

O processo de soldagem utilizado para a realização deste trabalho foi o MAG (Metal Active Gas) e o equipamento de soldagem utilizado foi uma fonte de tensão usada em qualquer processo GMAW.

O gás de proteção utilizado para a realização da soldagem foi a mistura (Ar + 25% CO₂). Esta mistura gasosa foi escolhida com base nos resultados obtidos por Pedrosa (2008) que, ao soldar um aço de baixo carbono com diferentes gases de proteção, observou que a junta soldada com a mistura (Ar + 25% CO₂) apresentou uma baixa densidade de poros e uma completa fusão na raiz.

O metal de adição utilizado foi o arame tubular de classificação E81T1-Ni1, conforme norma ASME SFA - 5.29, com diâmetro de 1,20mm. O limite de escoamento (LE) e o limite de resistência (LR) mínimos exigidos por norma para este material são 570MPa e 610MPa, respectivamente. A composição química deste material está apresentada na Tabela 3.2, segundo certificado de qualidade fornecido pelo fabricante do eletrodo.

Tabela 3.2 – Composição química do arame tubular E81T1-Ni1 (ESAB, 2009).

Elemento de Liga	Concentração em Peso (%)	Elemento de Liga	Concentração em Peso (%)
C	0,03	Ni	0,8
Si	0,49	Cr	0,052
Mn	1,08	Mo	0,018
P	0,011	V	0,013
S	0,007	-	-

A soldagem foi executada em juntas de topo com chanfro em “V” ($\alpha = 60^\circ$) na posição plana “1G” segundo a norma AWS D1.1, 2002. As chapas foram soldadas com abertura de raiz de 1,0mm. A soldagem foi realizada em um único passe por um soldador colaborador do Estaleiro Atlântico Sul qualificado pela FBTS.

3.2.7 Ensaio de Dureza

Para avaliar a soldabilidade do aço API 5L X80 tratado termicamente, foram realizados ensaios de dureza na seção transversal da junta soldada. Para as medições de dureza foi utilizado um durômetro preparado para medir dureza Vickers (Hv) e equipado com penetrador piramidal de diamante com base quadrada, conforme previsto pela norma ASTM E92-82(2003)e2. Os ensaios de dureza foram realizados utilizando-se uma carga de 15 kg e o tempo de permanência de carga foi de 15 segundos para cada ensaio. A preparação dos corpos de prova para a análise de dureza seguiu os mesmos procedimentos dos exames micrográficos. Os ensaios de dureza foram realizados em seis pontos da seção transversal da junta soldada, sendo dois pontos localizados no metal de solda (MS), dois pontos localizados na zona termicamente afetada (ZTA) e dois pontos localizados no metal de base (MB), conforme mostra a Figura 3.9.

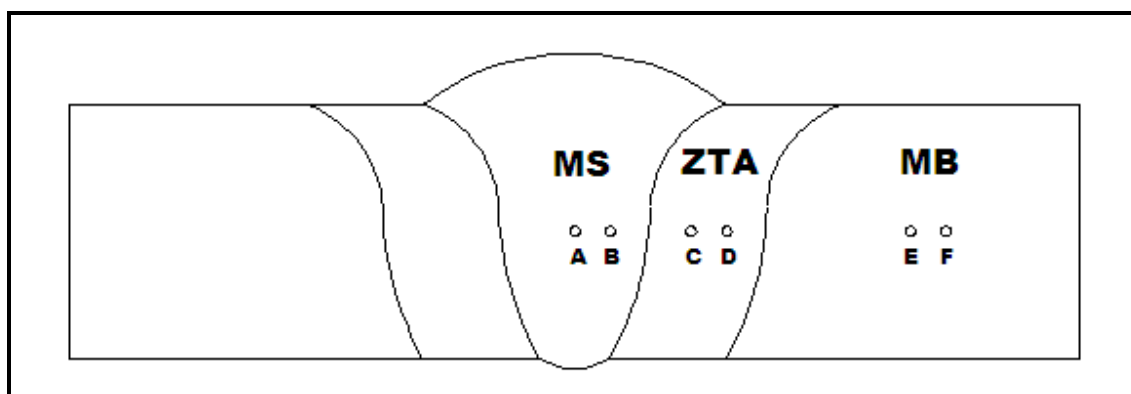


Figura 3.9 – Ensaio de dureza na junta soldada.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Ensaios Dilatométricos

A Figura 4.1 apresenta um gráfico da dilatometria em função da temperatura e do tempo referente ao material tratado conforme o diagrama esquemático da Fig. 3.6 (tratamento 6). Neste ensaio dilatométrico, o aço API 5L X80 temperado foi aquecido com uma taxa de aquecimento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até atingir a temperatura de 500°C , em seguida foi envelhecido isotermicamente nesta temperatura durante 30 min e, por fim, resfriado ao ar calmo. Neste gráfico a curva branca representa a dilatação (dL/L_0) do corpo de prova em função da temperatura e do tempo, a curva roxa representa a derivada (dL/dt) da dilatação em função do tempo e a curva vermelha representa a temperatura. Analisando-se a curva roxa, é possível observar que a derivada da dilatação sofre uma pequena redução durante o aquecimento do material no intervalo de temperatura de aproximadamente 320 a 345°C , conforme destacado pelas setas pretas. Esta redução na derivada da dilatação durante o aquecimento do material caracteriza a ocorrência de uma transformação de fase. Esta transformação de fase também foi observada nos ensaios dilatométricos referentes aos tratamentos 4, 5, 7 e 8 (diagrama da Fig. 3.6) e foi investigada por meio de microscopia eletrônica de varredura.

A Figura 4.2 apresenta um gráfico da dilatometria em função da temperatura e do tempo referente a um ensaio dilatométrico realizado no aço API 5L X80 na condição de “como recebido”. Neste ensaio dilatométrico, o material foi aquecido com uma taxa de aquecimento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até atingir a temperatura de 950°C , em seguida foi mantido nesta temperatura durante 10 minutos para assegurar uma completa austenitização e, por fim, foi resfriado com uma taxa de resfriamento de $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até atingir a temperatura de 300°C . Analisando-se as curvas de dilatação (curva branca) e temperatura (curva vermelha), observa-se que o material sofre uma contração durante o seu aquecimento, o que caracteriza a ocorrência de uma transformação de fase. Esta transformação de fase é a transformação $\alpha \rightarrow \gamma$. O início da contração do material, onde a derivada da dilatação (curva roxa) se anula, ocorre na temperatura de aproximadamente 740°C . O fim da contração do material, onde a derivada da dilatação (curva roxa) se anula novamente, ocorre na temperatura de aproximadamente 890°C . Assim, as temperaturas

de início e fim da transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ são 740°C e 890°C, respectivamente, para uma taxa de aquecimento de 10°C/min. Analisando-se as curvas de dilatação (curva branca) e temperatura (curva vermelha) após a austenitização do aço (950°C por 10min), observa-se que o material sofre uma expansão durante o seu resfriamento, o que caracteriza a ocorrência de uma transformação de fase. Esta transformação de fase foi associada à decomposição $\gamma \rightarrow \alpha$. O início da expansão do material, onde a derivada da dilatação (curva roxa) se anula, ocorre na temperatura de aproximadamente 785°C. O fim da expansão do material, onde a derivada da dilatação (curva roxa) se anula novamente, ocorre na temperatura de aproximadamente 685°C. Assim, as temperaturas de início e fim da transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ são 785°C e 685°C, respectivamente, para uma taxa de resfriamento de 5°C/min.

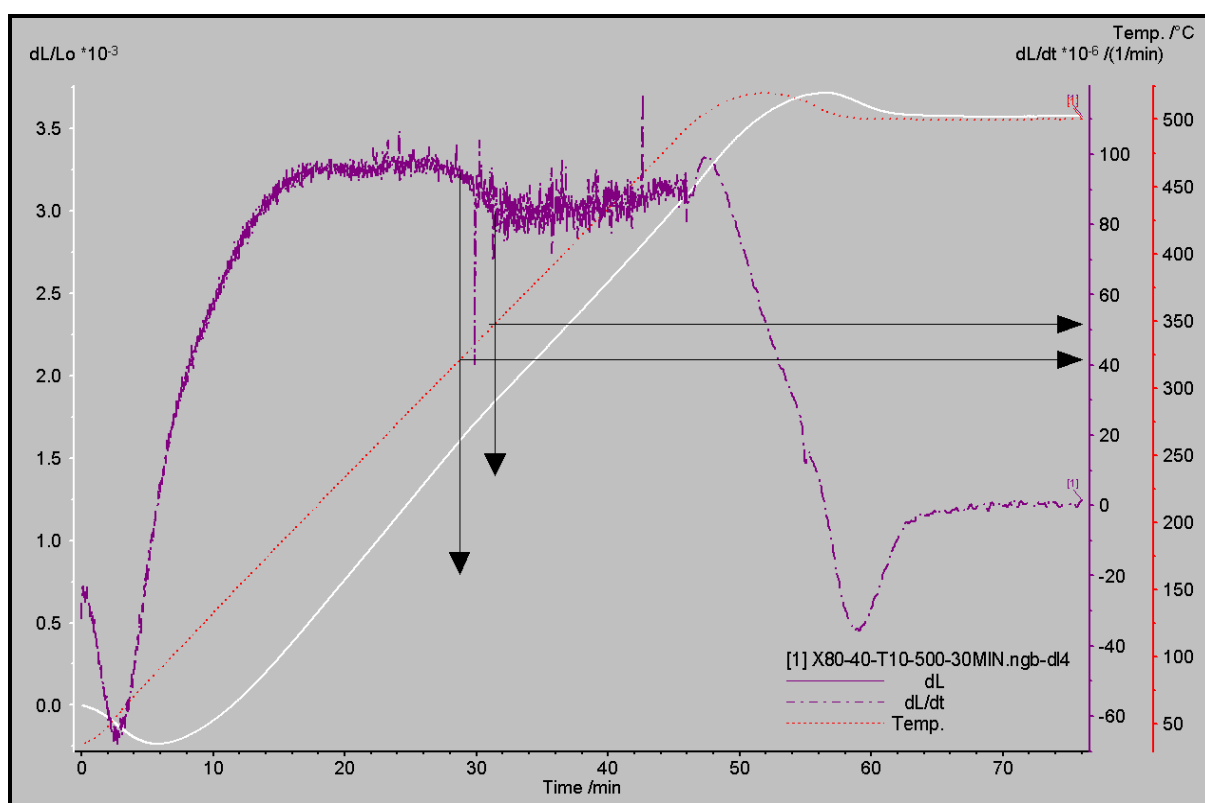


Figura 4.1 – Ensaio dilatométrico do corpo de prova aquecido com uma taxa de 10°C/min, envelhecido a 500°C por 30 min e resfriado ao ar calmo.

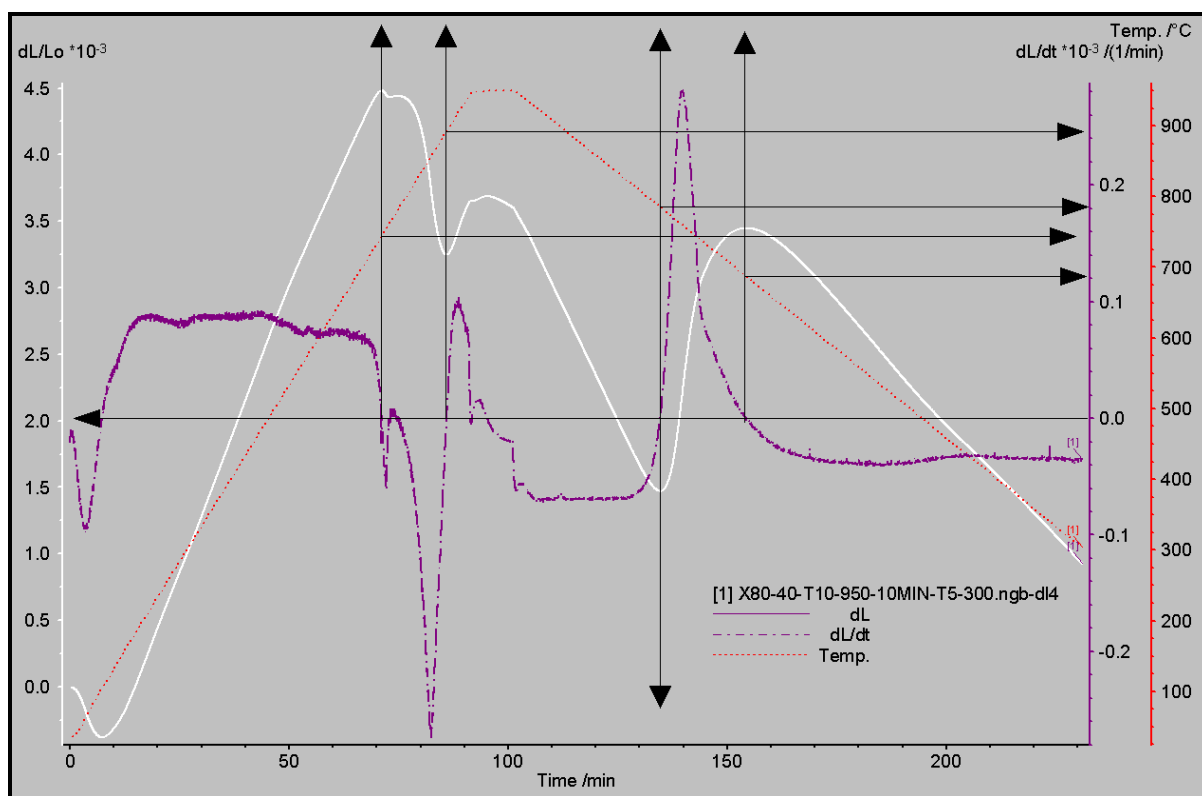


Figura 4.2 – Ensaio dilatométrico do corpo de prova aquecido com uma taxa de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$, austenitizado a 950°C por 10 min e resfriado com uma taxa de $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

Foram realizados também ensaios dilatométricos com taxas de resfriamento de 10 e $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Em ambos os ensaios o material foi aquecido com uma taxa de aquecimento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até atingir a temperatura de 950°C , em seguida foi mantido nesta temperatura durante 10 minutos para assegurar uma completa austenitização e, por fim, foi resfriado até atingir a temperatura de 300°C . Utilizando-se a taxa de resfriamento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$, foi observado que as temperaturas de início e fim da transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ são 775°C e 675°C , respectivamente. Utilizando-se a taxa de resfriamento de $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$, foi observado que as temperaturas de início e fim da transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ são 765°C e 675°C , respectivamente.

Foram realizados também ensaios dilatométricos com taxas de aquecimento de 5 e $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Em ambos os ensaios o material foi aquecido até atingir a temperatura de 950°C , em seguida foi mantido nesta temperatura durante 10 minutos para assegurar uma completa austenitização e, por fim, foi resfriado com uma taxa de resfriamento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até atingir a temperatura de 300°C . Utilizando-se a taxa de aquecimento de

5°C/min, foi observado que as temperaturas de início e fim da transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ são 737°C e 888°C, respectivamente. Utilizando-se a taxa de aquecimento de 15°C/min, foi observado que as temperaturas de início e fim da transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ são 750°C e 896°C, respectivamente.

A Tabela 4.1 mostra as temperaturas de início e fim das transformações de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ e $\gamma \rightarrow \alpha$ do aço API 5L X80 para os ensaios dilatométricos realizados com taxas de aquecimento de 5, 10 e 15°C/min e taxas de resfriamento de 5, 10 e 15°C/min.

Tabela 4.1 – Temperaturas de início e fim das transformações de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ e $\gamma \rightarrow \alpha$.

Taxas de Aquecimento	Transformação de Fase $\alpha \rightarrow \gamma$ (aquecimento)		Taxas de Resfriamento	Transformação de Fase $\gamma \rightarrow \alpha$ (resfriamento)	
	T _{início}	T _{fim}		T _{início}	T _{fim}
5°C/min	737°C	888°C	5°C/min	785°C	685°C
10°C/min	740°C	890°C	10°C/min	775°C	675°C
15°C/min	750°C	896°C	15°C/min	765°C	675°C

Farahat (2008), ao realizar ensaios dilatométricos em um aço de baixo carbono microligado com Nióbio (Nb) de composição 0,061%C, 0,20%Si, 1,20%Mn, 0,015%P, 0,021%S, 0,034%Al, 0,050%Nb, 40ppm, observou que o início da transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ do aço citado ocorreu na temperatura de 749°C e que a transformação total da matriz na fase γ se concluiu na temperatura de 890°C. Estes resultados obtidos por Farahat (2008) foram semelhantes aos resultados obtidos neste trabalho uma vez que as temperaturas de início e fim da transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ obtidas através dos ensaios dilatométricos realizados no aço API 5L X80 foram 740°C e 890°C (Tabela 4.1), respectivamente, para uma taxa de aquecimento de 10°C/min.

San Martín *et al* (2008) realizaram ensaios dilatométricos em um aço microligado de baixo carbono de composição 0,11%C, 1,50%Mn, 0,30%Si, 0,02%P, 0,03%Nb, 0,01%Cu, 0,04%Al, 0,005%N a fim de obter as temperaturas de início e fim da formação da austenita para diferentes taxas de aquecimento. San Martín *et al* (2008)

afirmaram que, para taxa de aquecimento de 3°C/min, a formação da austenita teve início na temperatura de 732°C e se concluiu na temperatura de 893°C. Aumentando-se a taxa de aquecimento para 30°C/min, os autores observaram que o início da transformação da austenita ocorreu na temperatura de 736°C e que o fim da transformação ocorreu na temperatura de 889°C.

Como já foi mencionado anteriormente, as temperaturas de início e fim da transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ (formação da austenita) do aço API 5L X80 estudado neste trabalho foram 737°C e 888°C, respectivamente, para uma taxa de aquecimento de 5°C/min e 750°C e 896°C, respectivamente, para uma taxa de aquecimento de 15°C/min (Tabela 5.1). Portanto, é possível observar que os resultados obtidos por San Martín et al (2008) ao utilizarem uma taxa de aquecimento de 3°C/min foram semelhantes aos resultados obtidos neste trabalho quando utilizada uma taxa de aquecimento de 5°C/min. Observa-se também que os resultados obtidos por San Martín et al (2008) ao utilizarem uma taxa de aquecimento de 30°C/min foram semelhantes aos resultados obtidos neste trabalho quando utilizada uma taxa de aquecimento de 15°C/min, considerando-se a diferença entre as taxas de aquecimento utilizadas em ambos os trabalhos.

Neste trabalho foram encontradas as temperaturas de início e fim da transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ do aço API 5L X80 em estudo através de ensaios dilatométricos realizados com diferentes taxas de resfriamento (5, 10 e 15°C/min). Estes resultados podem ser considerados inéditos uma vez que ainda não se encontra na literatura as temperaturas de início e fim da transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ para este tipo de material obtidas por meio de ensaios dilatométricos.

4.2 Caracterização Microestrutural

4.2.1 Ensaios por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A Figura 4.3 mostra uma micrografia, com aumento de 4.000, do material na condição de “como recebido”. Através desta figura, é possível observar que a estrutura é formada predominantemente pelo constituinte ferrita poligonal (elipses pretas). Observa-se também nesta imagem que os contornos de grão são esbranquiçados, o que caracteriza um enriquecimento de soluto nos contornos de grão (elipses azuis). É

possível observar também nesta micrografia a presença de perlita (elipses laranjas), sendo esta formada pelos constituintes ferrita e cementita (Fe_3C).

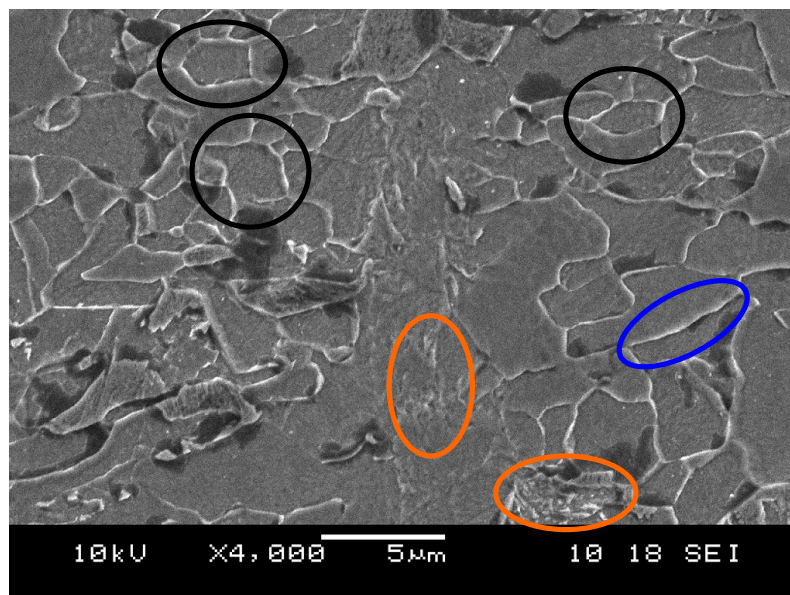


Figura 4.3 – Micrografia do material na condição de “como recebido”.

A Figura 4.4 mostra uma micrografia, com aumento de 2.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado a uma taxa de deformação de $1,6 \text{ s}^{-1}$ com redução de 15% e temperado em água (diagrama da Fig. 3.2). Através desta figura, é possível observar a presença de ferrita poligonal (elipses pretas) e ripas de ferrita não-paralelas entrelaçadas, caracterizando a ferrita acicular.

Estes resultados complementam os resultados obtidos por Zhao *et al* (2003) que, ao realizarem tratamentos térmicos com deformação a quente e com resfriamentos contínuos em um aço microligado de composição 0,025%C, 0,24%Si, 1,56%Mn, 0,002%P, 0,0006%S, 0,04%Nb, 0,02%V, 0,32%Mo, 0,0043%O, 0,0062%N, afirmaram que a transformação da ferrita acicular ocorre no intervalo de taxa de resfriamento de 1 a 30°C/s . Os resultados obtidos com o aço API 5L X80 estudado neste trabalho mostram que a transformação da ferrita acicular também ocorre em taxas de resfriamento superiores a 100°C/s (têmpera em água). Segundo Zhao *et al* (2003) a ferrita poligonal é evitada em taxas de resfriamento superiores a 10°C/s , no entanto é possível observar a presença deste constituinte na micrografia da Figura 4.4, onde foi empregada uma taxa de resfriamento superior a 100°C/s (têmpera em água).

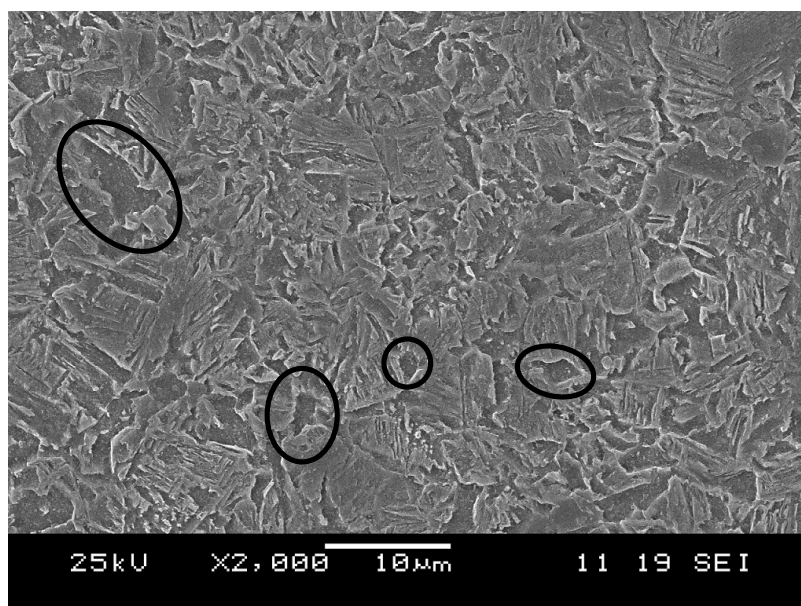


Figura 4.4 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado e temperado.

A Figura 4.5 mostra uma micrografia, com aumento de 10.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado a uma taxa de deformação de $1,6 \text{ s}^{-1}$ com redução de 15% e temperado em água (diagrama da Fig. 3.2). Através desta figura, é possível observar a presença de austenita retida (elipses amarelas) e uma pequena quantidade de ilhas do constituinte MA (elipse vermelha), sendo este formado por martensita + austenita retida.

A Figura 4.6 mostra uma micrografia, com aumento de 20.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado a uma taxa de deformação de $1,6 \text{ s}^{-1}$ com redução de 15% e temperado em água (diagrama da Fig. 3.2). Observando-se esta figura, é possível identificar, além de austenita retida (elipse amarela) e ilhas do constituinte MA (elipse vermelha) já observados na Figura 4.5 (aumento de 10.000X), a presença do constituinte ferrita granular (elipses brancas).

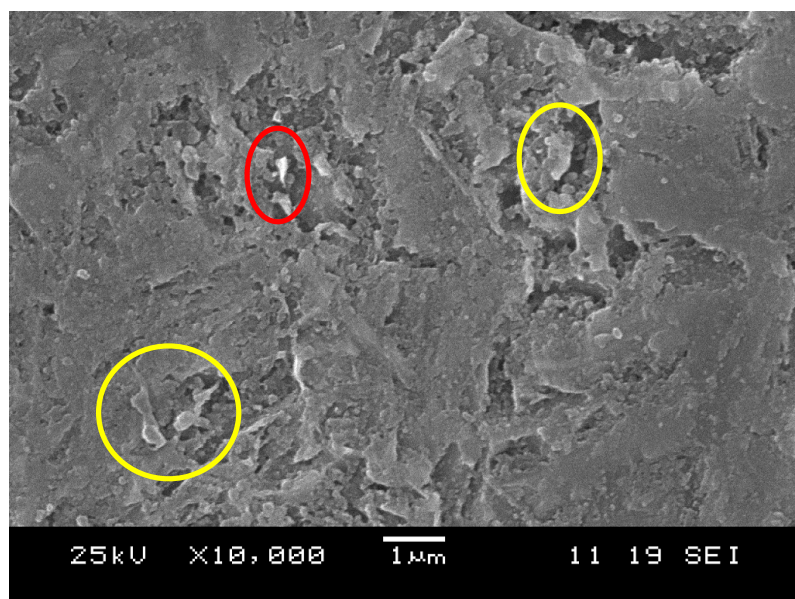


Figura 4.5 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado e temperado.

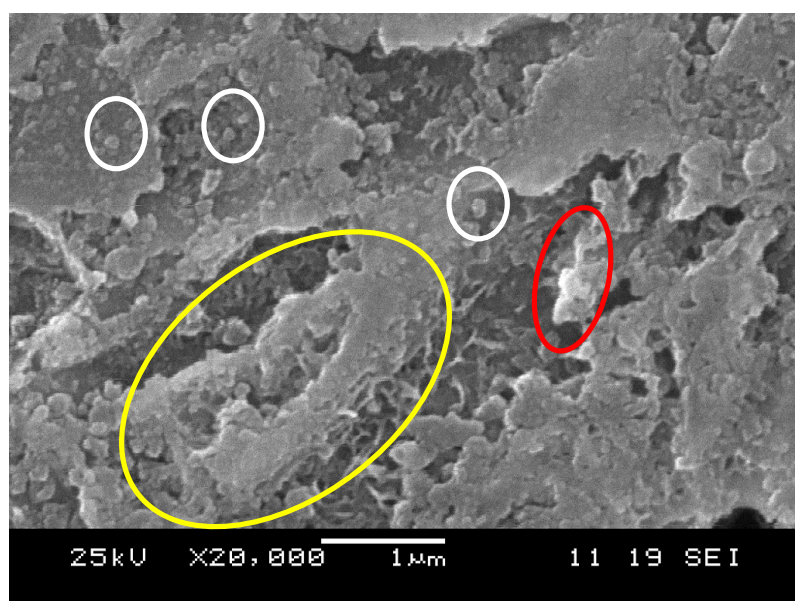


Figura 4.6 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado e temperado.

A Figura 4.7 mostra uma micrografia, com aumento de 2.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado em água (diagrama da Fig. 3.4). Através desta figura, é possível observar a presença de ferrita não-equiaxial fina e ripas de ferrita não-paralelas entrelaçadas, caracterizando uma predominância do constituinte

ferrita acicular. Observa-se também nesta figura a existência do constituinte ferrita poligonal (elipses pretas), em menor quantidade. Esta imagem mostra a granulação fina da estrutura acicular. Comparando-se a Figura 4.7 com a Figura 4.4, é possível afirmar que o corpo de prova austenitizado durante 15min e temperado em água apresenta uma microestrutura mais fina, com largura média da ripa de ferrita de $0,71\ \mu\text{m}$, que o corpo de prova austenitizado durante 15min, laminado e temperado em água, que apresenta uma largura média da ripa de ferrita de $0,83\ \mu\text{m}$.

Cizek *et al* (2005), ao realizarem tratamentos térmicos com resfriamentos contínuos em um aço API 5L X80 de composição 0,065%C, 0,29%Si, 1,55%Mn, 0,015%P, 0,003%Al, 0,28%Mo, 0,076%Nb e 0,020%Ti, afirmaram que em altas taxas de resfriamento (95°C/s) foi obtida uma microestrutura (Figura 2.9-e) constituída por ferrita bainítica e uma pequena quantidade de martensita. A ferrita bainítica obtida por Cizek *et al* (2005) é um microconstituente semelhante à ferrita acicular obtida no aço API 5L X80 estudado neste trabalho. No entanto, Cizek *et al* (2005) podem ter se equivocado ao concluírem que foi obtida a martensita tratando-se um aço com baixo teor de Carbono (0,065%) e Carbono Equivalente igual a 0,40. O Carbono Equivalente do aço API 5L X80 estudado neste trabalho é igual a 0,40, o mesmo do aço estudado por Cizek *et al* (2005), e não foi obtida a martensita.

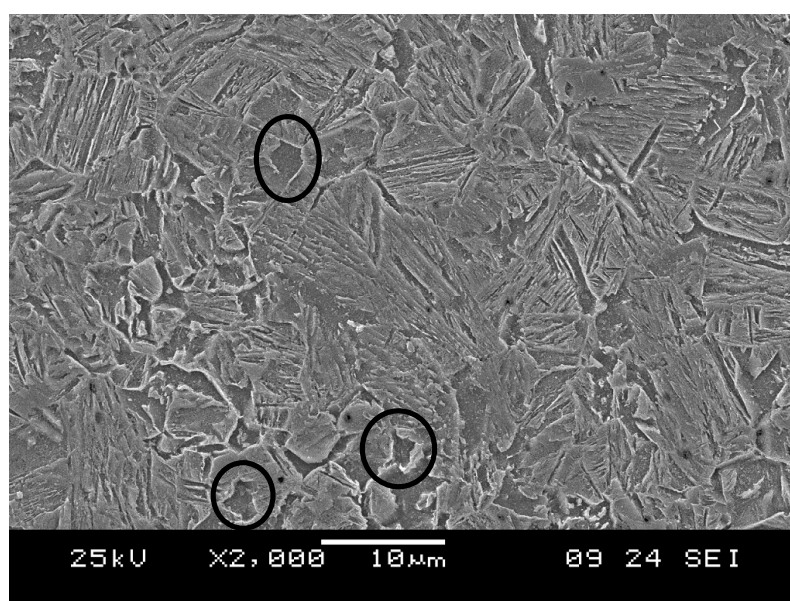


Figura 4.7 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado.

A Figura 4.8 mostra uma micrografia, com aumento de 10.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado em água (diagrama da Fig. 3.4). Através desta imagem, é possível observar a presença de austenita retida (elipse amarela), ferrita granular (elipses brancas) e uma grande quantidade de ilhas do constituinte MA (elipses vermelhas). Comparando-se a Figura 4.8 com a Figura 4.5, pode-se afirmar que o corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado em água apresenta uma quantidade maior de ilhas do constituinte MA que o corpo de prova austenitizado durante 15 min, laminado e temperado em água.

A Figura 4.9 mostra uma micrografia, com aumento de 20.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado em água (diagrama da Fig. 3.4). Através desta figura, é possível visualizar mais detalhadamente as ripas de ferrita (elipse verde). Esta imagem torna evidente que a estrutura do material austenitizado por 15 min e temperado em água apresenta uma natureza acicular.

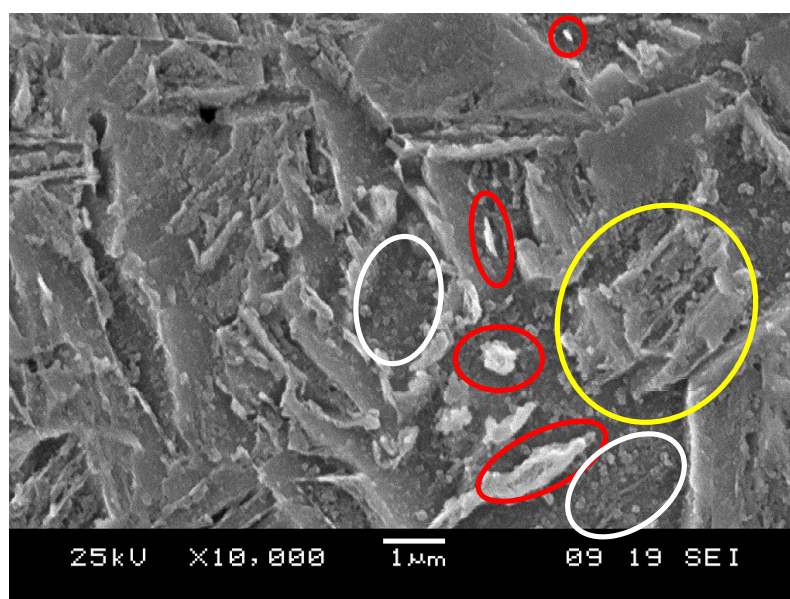


Figura 4.8 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado.

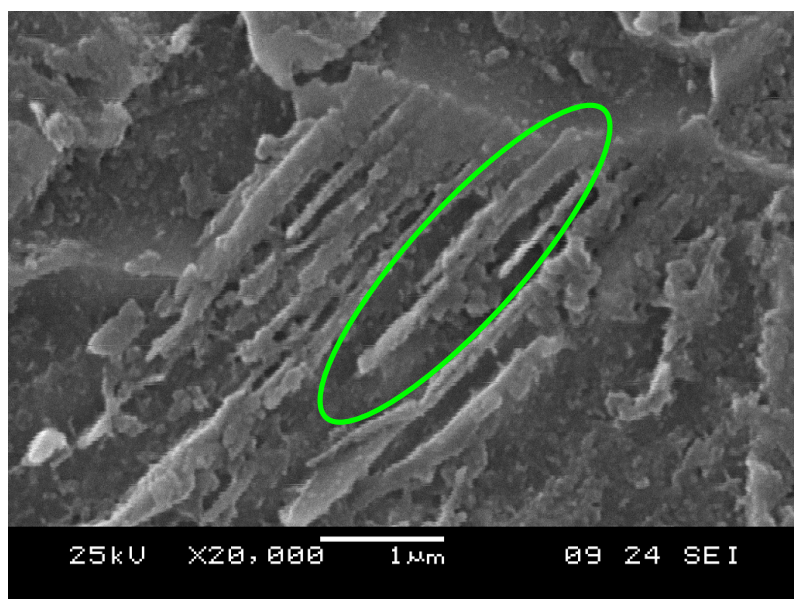


Figura 4.9 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado.

A Figura 4.10 mostra uma micrografia, com aumento de 2.000X, do corpo de prova austenitizado durante 1 hora e temperado em água (diagrama da Fig. 3.5). Observando-se esta figura, nota-se que a estrutura é composta por uma mistura de ferrita acicular e ferrita poligonal (elipses pretas). Observa-se também nesta figura a presença do constituinte austenita retida (elipses amarelas), em menor quantidade. Comparando-se a Figura 4.10 com a Figura 4.7, é possível afirmar que o corpo de prova austenitizado durante 1 hora e temperado em água apresenta uma quantidade menor do constituinte ferrita acicular e possui uma estrutura mais grosseira, com largura média da ripa de ferrita de $1,43\ \mu\text{m}$, que o corpo de prova austenitizado durante 15 min e temperado em água, que apresenta uma largura média da ripa de ferrita de $0,71\ \mu\text{m}$. O maior tempo de austenitização (1 hora) pode ter provocado crescimento de grão, tornando-o mais grosseiro em relação à austenitização de 15 min, embora o tamanho de grão não pudesse ter sido medido devido à estrutura acicular. O maior tempo de tratamento (1 hora) pode também ter eliminado parte dos defeitos que promoveriam a formação do constituinte ferrita acicular, fazendo com que esta estrutura apresente uma quantidade menor de ferrita acicular em relação ao material austenitizado por 15 min.

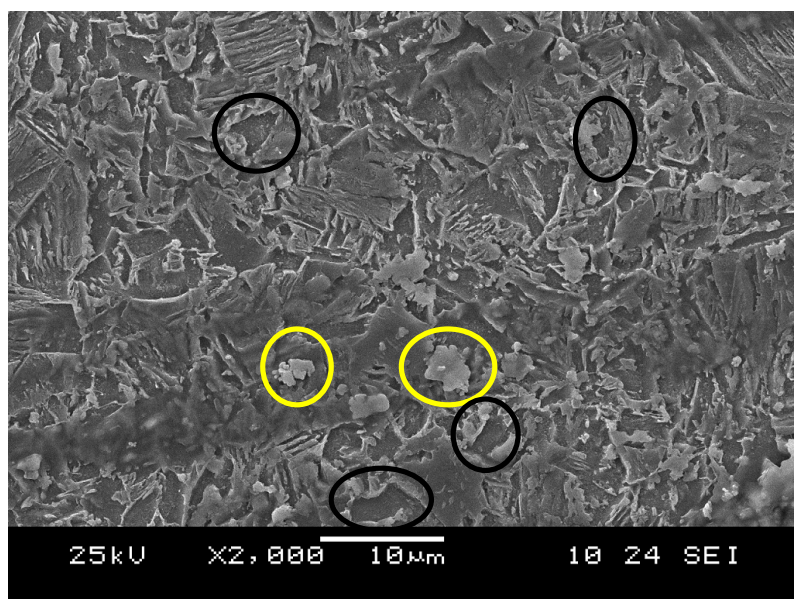


Figura 4.10 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 1 hora e temperado.

A Figura 4.11 mostra uma micrografia, com aumento de 20.000X, do corpo de prova austenitizado durante 1 hora e temperado em água (diagrama da Fig. 3.5). Observando-se esta figura, é possível identificar a presença de ilhas do constituinte MA (elipses vermelhas), austenita retida (elipse amarela) e uma grande quantidade do constituinte ferrita granular (elipses brancas).

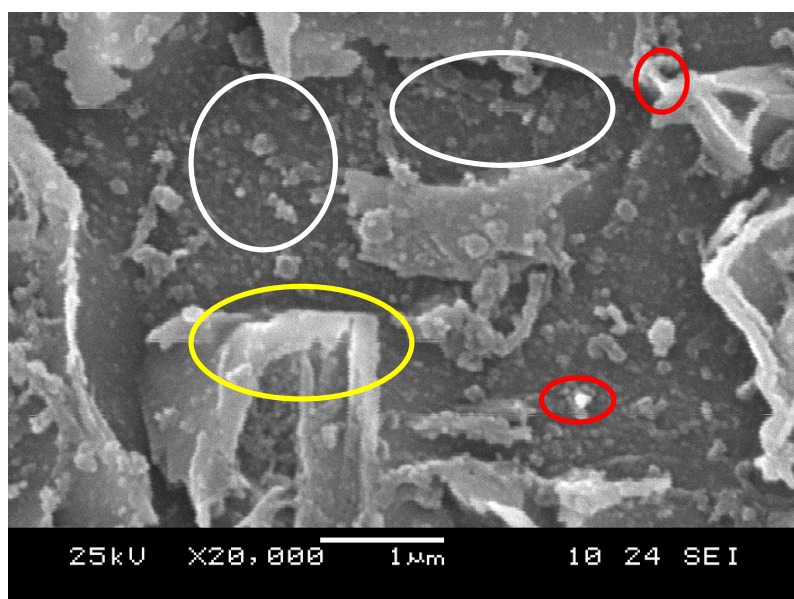


Figura 4.11 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 1 hora e temperado.

A Figura 4.12 mostra uma micrografia, com aumento de 3.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado em água e envelhecido a 400°C por 30min (diagrama da Fig. 3.6). Observa-se através desta imagem que a estrutura apresenta uma morfologia não-equiaxial fina de ripas de ferrita não-paralelas entrelaçadas, distribuídas aleatoriamente, caracterizando a presença do constituinte ferrita acicular. São observados também pequenos grânulos (elipses brancas) na estrutura, caracterizando a existência do constituinte ferrita granular. Assim, a têmpera seguida de envelhecimento a 400°C por 30 min, no aço em estudo, resulta em uma estrutura constituída predominantemente por ferrita acicular e com uma pequena fração de ferrita granular.

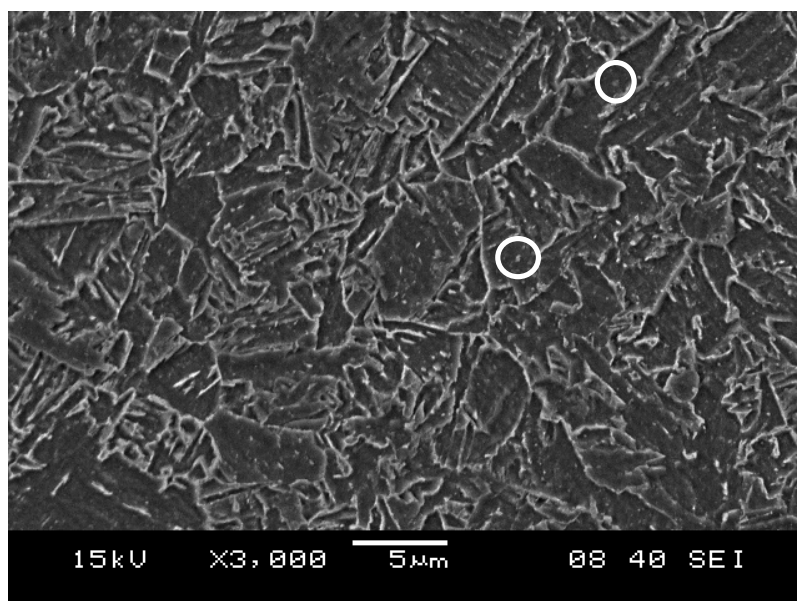


Figura 4.12 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 400°C por 30 min.

A Figura 4.13 mostra uma micrografia, com aumento de 3.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15min, temperado em água e envelhecido a 450°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6). De forma semelhante ao material envelhecido a 400°C, a microestrutura do material envelhecido a 450°C apresenta uma distribuição aleatória de ripas de ferrita não-paralelas, formando um arranjo caótico de ripas, o que caracteriza a presença do constituinte ferrita acicular e apresenta também, em menor proporção, o constituinte ferrita granular (elipses brancas). Assim, a estrutura deste material é

constituída predominantemente por ferrita acicular com uma pequena fração de ferrita granular. Comparando-se a Figura 4.13 com a Figura 4.12, é possível observar um leve engrossamento do microconstituente no material envelhecido a 450°C (Fig. 4.13) em relação ao material envelhecido a 400°C (Fig. 4.12).

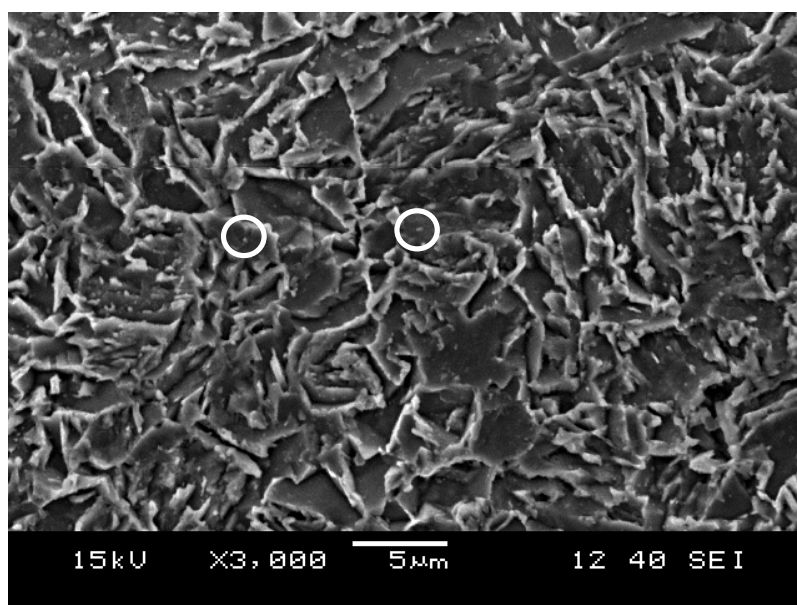


Figura 4.13 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 450°C por 30 min.

A Figura 4.14 mostra uma micrografia, com aumento de 3.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado em água e envelhecido a 500°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6). Através desta figura, observa-se a presença de ripas de ferrita não-paralelas entrelaçadas de vários tamanhos, caracterizando a existência do constituinte ferrita acicular, bem como a presença de pequenos grânulos (elipses brancas), caracterizando a existência do constituinte ferrita granular. Observa-se também nesta figura que os contornos das ripas de ferrita tornaram-se mais esbranquiçados, o que caracteriza uma separação de soluto na estrutura. Comparando-se a Figura 4.14 com as Figuras 4.12 e 4.13, é possível afirmar que o material envelhecido a 500°C (Fig. 5.18) apresenta uma quantidade maior do constituinte ferrita granular que os materiais envelhecidos nas temperaturas de 400 (Fig. 5.12) e 450°C (Fig. 5.13).

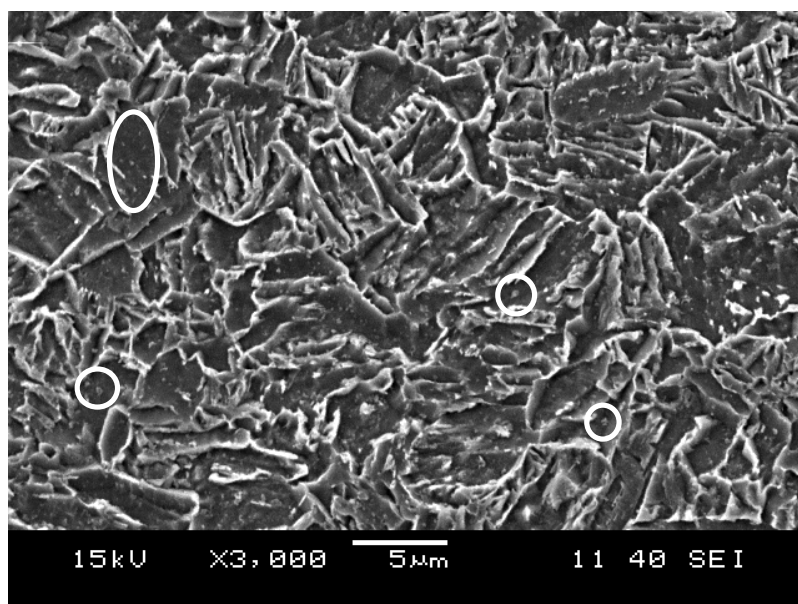


Figura 4.14 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 500°C por 30 min.

A Figura 4.15 mostra uma micrografia, com aumento de 3.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado em água e envelhecido a 550°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6). Através desta figura, observa-se a presença do constituinte ferrita acicular assim como a existência de pequenos grânulos (elipses brancas) distribuídos por toda a estrutura, o que caracteriza a presença do constituinte ferrita granular. Assim, a têmpera seguida de envelhecimento a 550°C por 30 min, no aço em estudo, resulta em uma estrutura constituída por uma mistura de ferrita acicular e ferrita granular. Comparando-se a Figura 4.15 com as Figuras 4.12, 4.13 e 4.14, é possível afirmar que o aumento da temperatura de envelhecimento resultou no aumento da fração volumétrica do constituinte ferrita granular.

Niu *et al* (2009), ao realizarem têmpera seguida de envelhecimento a 550°C por 1 hora em um aço X80 de composição 0,072%C, 0,19%Si, 1,70%Mn, 0,0026%S, 0,0099%P, 0,23%Ni, 0,085%Cr, 0,16%Cu, 0,015%Ti, 0,20%Mo, 0,05%Nb e 0,027%V, afirmaram que foi obtida uma microestrutura constituída por ferrita bainítica e bainita granular. Os constituintes ferrita acicular e ferrita granular obtidos neste trabalho correspondem aos constituintes chamados por Niu *et al* (2009) de ferrita bainítica e bainita granular, respectivamente.

Zhou *et al* (2011), após realizarem tratamentos térmicos em um aço de ultra-alta resistência para oleodutos de composição 0,05%C, 0,31%Si, 1,99%Mn, 0,008%P, 0,002%S, 0,27%Mo, 0,62%Ni, 0,04%Al, 0,08%(Nb+Ti), 0,53%(Cr+Cu), and 0,0017%B, afirmaram que, ao aumentar a temperatura de envelhecimento do aço citado, carbeto precipitaram e cresceram nos contornos das ripas de martensita. Estes resultados obtidos por Zhou *et al* (2011) foram semelhantes aos resultados obtidos neste trabalho, uma vez que, ao aumentar a temperatura de envelhecimento do aço API 5L X80, houve um enriquecimento de soluto nos contornos das ripas de ferrita (elipse azul na Figura 4.15). Este enriquecimento de soluto nos contornos das ripas foi investigado por meio de análises de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS). O enriquecimento de soluto nos contornos das ripas de ferrita pode justificar melhores propriedades mecânicas para o aço X80 austenitizado durante 15 min, temperado em água e envelhecido a 550°C por 30 min.

Embora o aço estudado por Zhou *et al* (2011) apresente um baixo teor de carbono (0,05%), o seu Carbono Equivalente é igual a 0,53 e isto pode justificar a formação de ripas de martensita no aço estudado por Zhou *et al* (2011). Já o aço API 5L X80 estudado neste trabalho, além de apresentar um baixo teor de carbono (0,03%), possui um Carbono Equivalente igual a 0,40, o que justifica a formação de ripas de ferrita no aço API 5L X80 estudado neste trabalho.

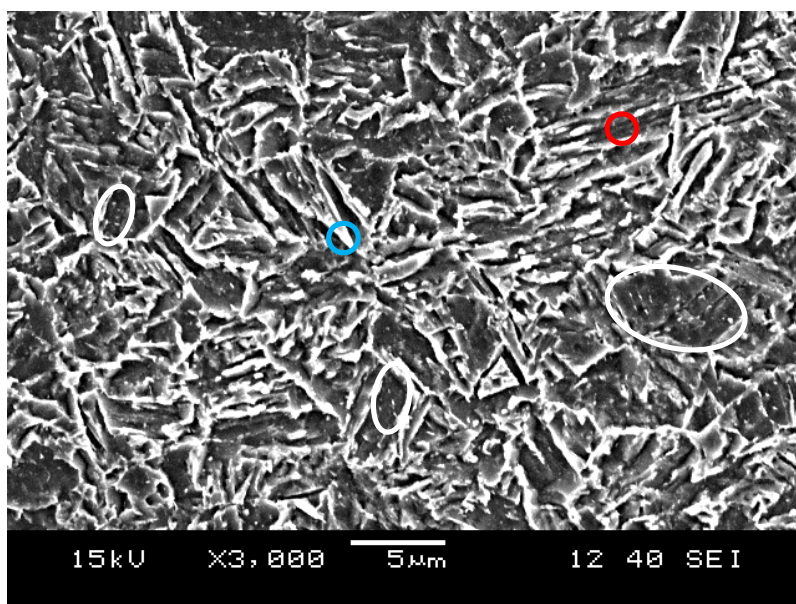


Figura 4.15 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 550°C por 30 min.

A Figura 4.16 mostra um espectrograma obtido por meio de uma análise de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) realizada no material austenitizado durante 15min, temperado em água e envelhecido a 550°C por 30 min. A região analisada neste ensaio foi o contorno de uma ripa de ferrita, conforme destaca a elipse azul da Figura 4.15. Como já era de se esperar, este espectrograma apresenta os seus maiores picos correspondentes ao elemento químico Ferro (Fe) uma vez que se trata de um aço. Observa-se também neste espectrograma a presença de um pico correspondente ao Nióbio (Nb), sendo este um elemento de liga presente no aço API 5L X80. O enriquecimento de elementos de liga (Nb) nos contornos das ripas de ferrita pode resultar em melhores propriedades mecânicas. Este espectrograma apresenta também picos menores correspondentes aos elementos químicos Silício (Si) e Manganês (Mn), ambos presentes na composição química do aço estudado.

A Figura 4.17 mostra um espectrograma obtido por meio de uma análise de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) realizada também no material austenitizado durante 15min, temperado em água e envelhecido a 550°C por 30 min. A região analisada neste ensaio foi o centro de uma ripa de ferrita, conforme destaca a elipse vermelha da Figura 4.15. Como já era de se esperar, este espectrograma

apresenta também os seus maiores picos correspondentes ao elemento químico Ferro (Fe) uma vez que se trata de um aço. Este espectrograma apresenta também picos menores correspondentes aos elementos químicos Manganês (Mn) e Silício (Si), ambos presentes na composição química do aço estudado. Este espectrograma, no entanto, não apresenta nenhum pico correspondente a elementos de liga, mostrando que o enriquecimento de elementos de liga ocorre preferencialmente nos contornos das ripas de ferrita.

Zhou *et al* (2011), após realizarem tratamentos térmicos em um aço de ultra-alta resistência para oleodutos de composição 0,05%C, 0,31%Si, 1,99%Mn, 0,008%P, 0,002%S, 0,27%Mo, 0,62%Ni, 0,04%Al, 0,08%(Nb+Ti), 0,53%(Cr+Cu), and 0,0017%B, afirmaram que, no processo de envelhecimento do aço citado a 500°C por 1h, precipitados de Nióbio (Nb) intra e intergranulares menores que 30 nm agregaram-se e cresceram. Os resultados obtidos por Zhou *et al* (2011) foram semelhantes, em parte, aos resultados obtidos neste trabalho uma vez que, ao se envelhecer o aço API 5L X80 a 550°C por 30 min, foi observado um enriquecimento de Nióbio (Nb) nos contornos das ripas de ferrita.

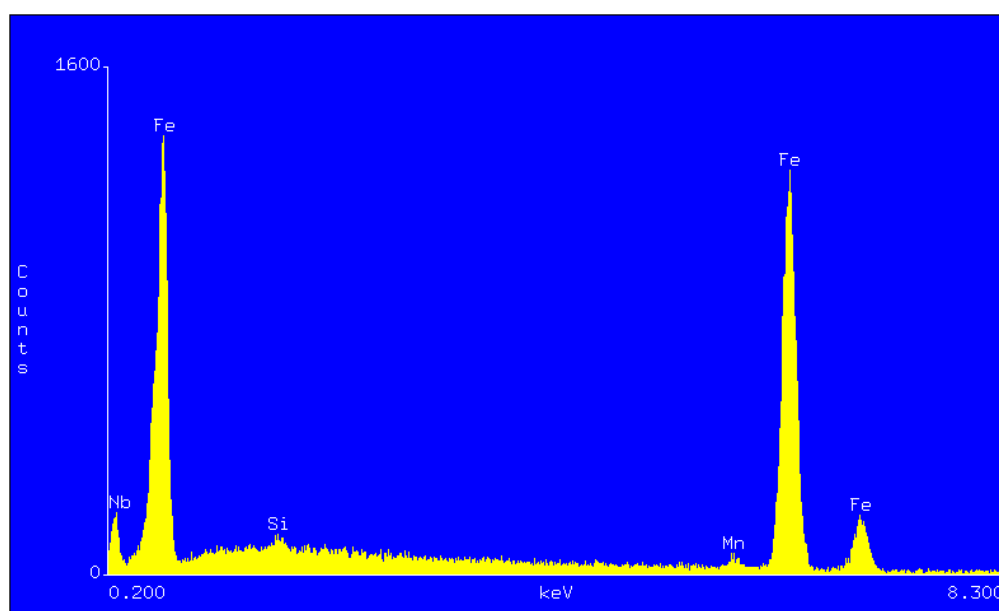


Figura 4.16 – Espectrograma de EDS do contorno de uma ripa de ferrita do material envelhecido a 550°C.

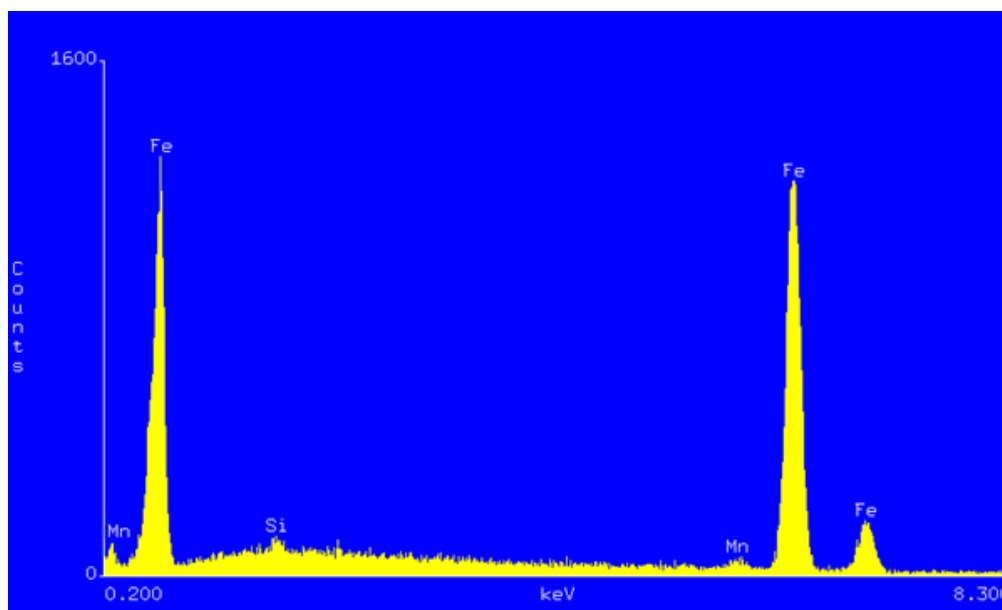


Figura 4.17 – Espectrograma de EDS do centro de uma ripa de ferrita do material envelhecido a 550°C.

A Figura 4.18 mostra uma micrografia, com aumento de 3.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15min, temperado em água e envelhecido a 600°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6). Observa-se através desta imagem que as ripas de ferrita coalesceram dando origem a ripas mais largas de vários tamanhos. A distribuição aleatória das ripas permanece. Observa-se também a presença de pequenos grânulos (elipses brancas), o que caracteriza a existência do constituinte ferrita granular. Comparando-se a Figura 4.18 com a Figura 4.15, é possível afirmar que o aumento da temperatura de envelhecimento de 550 para 600°C resultou na diminuição da fração volumétrica do constituinte ferrita granular e no coalescimento das ripas de ferrita.

Niu *et al* (2009), ao realizarem têmpera seguida de envelhecimento a 600°C por 1 hora em um aço X80 de composição 0,072%C, 0,19%Si, 1,70%Mn, 0,0026%S, 0,0099%P, 0,23%Ni, 0,085%Cr, 0,16%Cu, 0,015%Ti, 0,20%Mo, 0,05%Nb, 0,027%V e Carbono Equivalente igual a 0,45, afirmaram que foi obtida uma microestrutura constituída por ferrita bainítica e bainita granular e que as ripas de ferrita bainítica coalesceram para formar largas ripas. Ou seja, os resultados obtidos neste trabalho foram semelhantes aos resultados obtidos por Niu *et al* (2009) uma vez que os constituintes ferrita acicular e ferrita granular obtidos neste trabalho são similares aos

constituintes ferrita bainítica e bainita granular obtidos por Niu *et al* (2009), respectivamente.

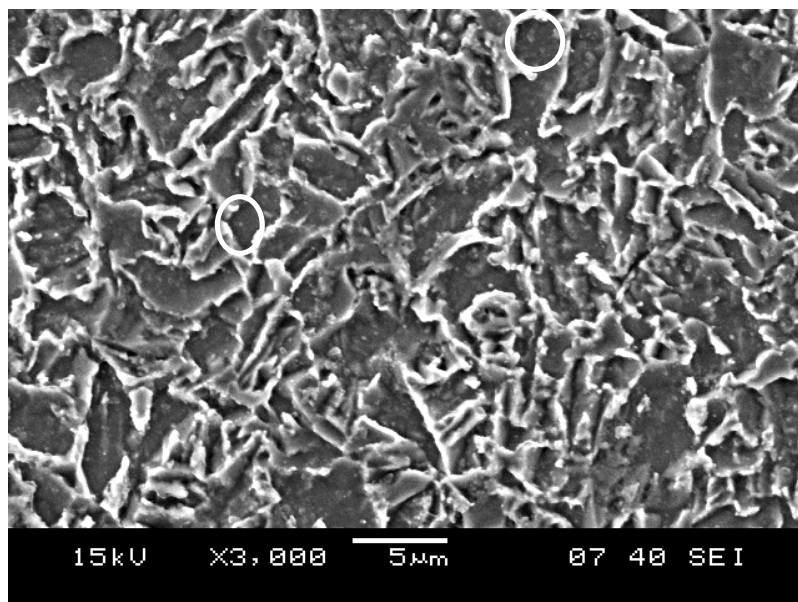


Figura 4.18 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 600°C por 30 min.

A Figura 4.19 mostra uma micrografia, com aumento de 3.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15min, temperado em água e envelhecido a 330°C por 5 min (diagrama da Fig. 3.7). Esta temperatura de envelhecimento (330°C) foi escolhida com base nos resultados obtidos com os ensaios dilatométricos referentes aos tratamentos 4, 5, 6, 7 e 8. Estes ensaios dilatométricos mostraram que, durante o aquecimento do material após a têmpera, ocorreu uma possível transformação de fase no intervalo de temperatura de aproximadamente 320 a 345°C, conforme destaca a Figura 4.1. Analisando-se a Figura 4.19, é possível observar que a estrutura mantém-se constituída predominantemente pelo constituinte ferrita acicular (arranjo caótico de ripas) e pelo constituinte ferrita poligonal (elipses pretas) em menor quantidade. Desta forma, não foi possível identificar nenhuma transformação de fase adicional em relação ao material austenitizado durante 15 min e temperado em água (Figura 4.7) através da micrografia com aumento de 3.000X.

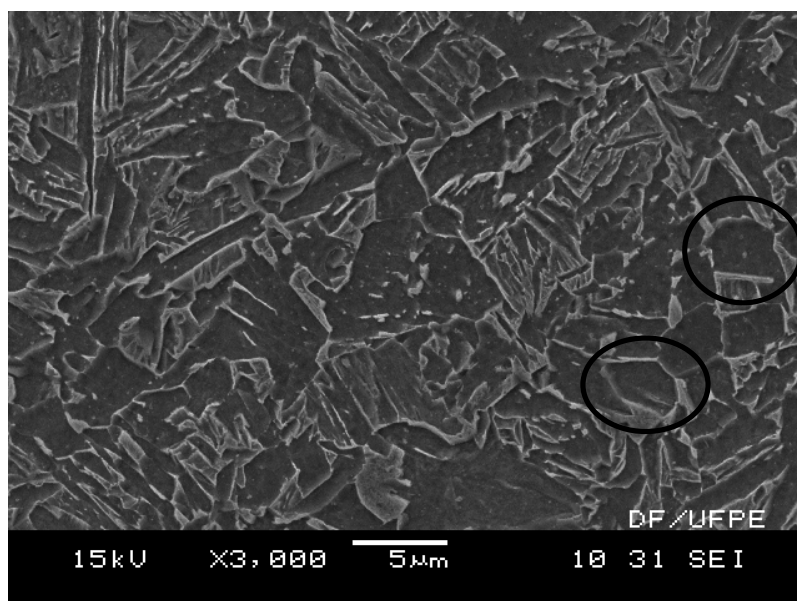


Figura 4.19 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 330°C por 5 min.

A Figura 4.20 mostra uma micrografia, com aumento de 10.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15min, temperado em água e envelhecido a 330°C por 5 min (diagrama da Fig. 3.7). Através desta imagem, observa-se a presença de austenita retida (elipses amarelas) e ferrita granular (elipses brancas), constituintes já observados no material austenitizado durante 15 min e temperado em água (Figura 4.8). No entanto, as ilhas do constituinte MA observadas na imagem da Figura 4.8 não aparecem mais na micrografia do material austenitizado durante 15min, temperado em água e envelhecido a 330°C por 5 min (Figura 4.20). Assim, pode-se concluir que a transformação de fase observada durante o aquecimento do material após a têmpera no intervalo de temperatura de aproximadamente 320 a 345°C (Figura 4.1) foi a eliminação das ilhas do constituinte MA.

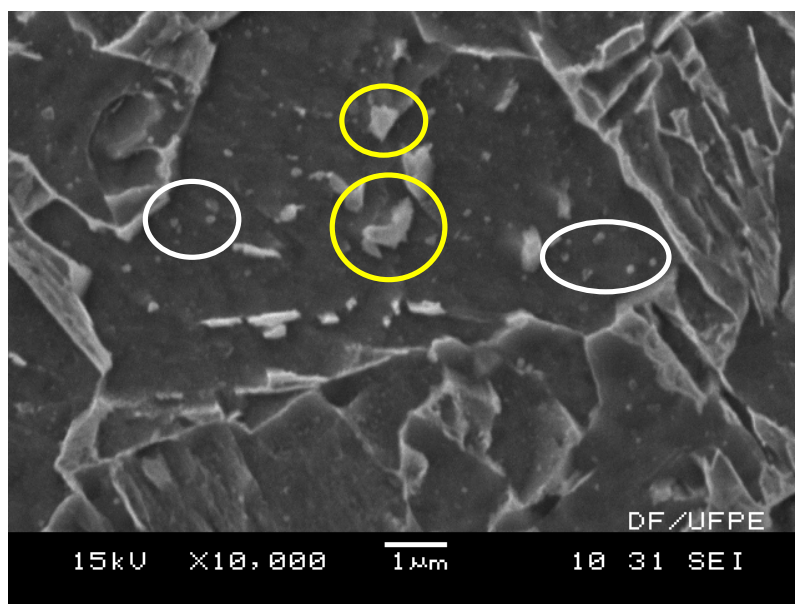


Figura 4.20 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 330°C por 5 min.

A Figura 4.21 mostra uma micrografia, com aumento de 10.000X, do corpo de prova austenitizado durante 15min, temperado em água e envelhecido a 330°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.7). O resultado obtido com este tratamento térmico foi idêntico ao obtido com o envelhecimento a 330°C por 5 min, ou seja, austenita retida (elipses amarelas) e ferrita granular (elipses brancas). Novamente, a ausência das ilhas do constituinte MA formadas durante o resfriamento acelerado (têmpera) comprova que a transformação de fase observada durante o aquecimento do material após a têmpera no intervalo de temperatura de aproximadamente 320 a 345°C (Figura 4.1) foi a eliminação destas ilhas MA.

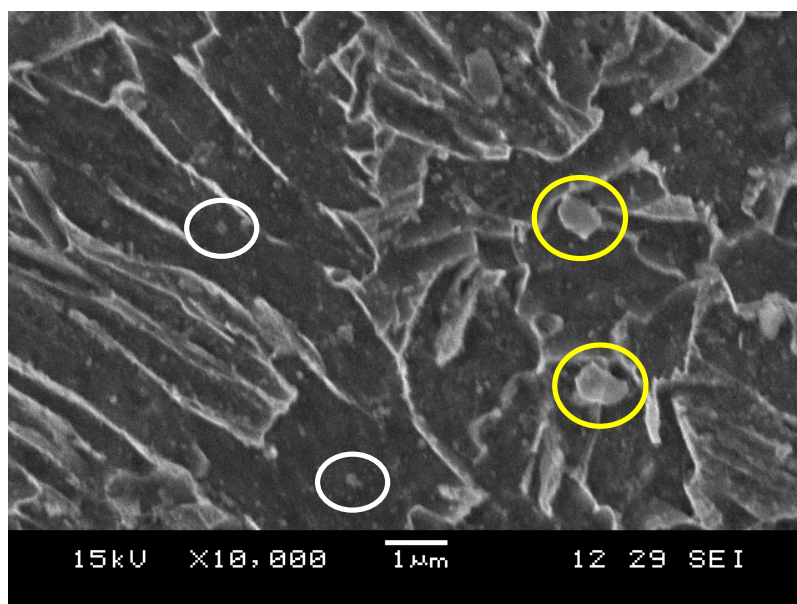


Figura 4.21 – Micrografia do corpo de prova austenitizado durante 15 min, temperado e envelhecido a 330°C por 30 min.

4.3 Propriedades Mecânicas

A Figura 4.22 apresenta os limites de escoamento e resistência do aço API 5L X80 na condição de “como recebido” e após tratamentos térmicos e termomecânicos. Estas propriedades mecânicas foram levantadas por meio de ensaios de tração. Os valores apresentados foram obtidos em função da média aritmética simples dos valores dos três ensaios e os desvios-padrões da média estão apresentados na forma de barra de erros. Estes ensaios foram realizados no aço em estudo nas seguintes condições:

- Material na condição de “como recebido”.
- Material austenitizado (15 min), laminado (15%) e temperado (diagrama da Fig. 3.2).
- Material austenitizado (15 min) e temperado (diagrama da Fig. 3.4).
- Material austenitizado (1 hora) e temperado (diagrama da Fig. 3.5).
- Material austenitizado (15 min), temperado e envelhecido a 330°C por 5 min (diagrama da Fig. 3.7).
- Material austenitizado (15 min), temperado e envelhecido a 330°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.7).

- Material austenitizado (15 min), temperado e envelhecido a 400°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6).
- Material austenitizado (15 min), temperado e envelhecido a 450°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6).
- Material austenitizado (15 min), temperado e envelhecido a 500°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6).
- Material austenitizado (15 min), temperado e envelhecido a 550°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6).
- Material austenitizado (15 min), temperado e envelhecido a 600°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6).

Analisando-se a Figura 4.22, é possível observar que os valores obtidos para os limites de escoamento e resistência do material na condição de “como recebido” foram 497,3 MPa e 799,6 MPa, respectivamente. Estes valores foram utilizados como referência para se avaliar os resultados obtidos com o material tratado nas diferentes condições. Observa-se através desta figura que o material austenitizado durante 15 min, laminado com redução de 15% e temperado em água apresentou um aumento no limite de resistência (1027,1 MPa). Este aumento no limite de resistência pode ser justificado pela formação do constituinte ferrita acicular (Figura 4.4), uma vez que a alta resistência é uma das principais características deste constituinte. Já o material na condição de “como recebido” apresenta uma estrutura formada predominantemente pelo constituinte ferrita poligonal (Figura 4.3). Este tratamento termomecânico praticamente não afetou o limite de escoamento (498,8 MPa) do material.

Na Figura 4.22, as terceiras colunas vermelha e verde (Tem_a) correspondem aos limites de escoamento e resistência, respectivamente, do material austenitizado durante 15 min e temperado em água. Analisando-se estes resultados, observa-se que este tratamento térmico resultou num aumento do limite de resistência, que passou de 799,6 MPa para 961,9 MPa, no entanto provocou uma pequena redução no limite de escoamento, que passou de 497,3 MPa para 427,6 MPa, em relação ao material na condição de “como recebido”. O aumento no limite de resistência do material pode ser atribuído à formação do constituinte ferrita acicular (Figura 4.7) que caracteriza-se, entre outras coisas, por sua alta resistência mecânica.

Comparando-se o limite de resistência do material austenitizado durante 15 min e temperado em água (961,9MPa) com o limite de resistência do material austenitizado durante 15 min, laminado com redução de 15% e temperado em água (1027,1 MPa), pode-se afirmar que o processo de laminação produziu um aumento no limite de resistência do material. O processo de laminação aumenta a densidade de discordâncias do material e, segundo Antonino (2011), a formação da ferrita acicular está associada a uma elevada densidade de discordâncias. Portanto, pode-se deduzir que o processo de laminação aumentou a fração volumétrica de ferrita acicular, o que resultou no aumento do limite de resistência do material.

Na Figura 4.22, as quartas colunas vermelha e verde (Tem_b) correspondem aos limites de escoamento e resistência, respectivamente, do material austenitizado durante 1 hora e temperado em água. Comparando-se os resultados deste tratamento térmico com os resultados do material na condição de “como recebido”, é possível observar que este tratamento resultou num pequeno aumento do limite de resistência, que passou de 799,6 MPa para 846,5 MPa, assim como do limite de escoamento, que passou de 497,3 MPa para 567,5 MPa. A microestrutura mista de ferrita acicular e ferrita poligonal (Figura 4.10) do material austenitizado durante 1 hora e temperado em água pode justificar este pequeno aumento na resistência uma vez que o material na condição de “como recebido” apresenta uma microestrutura formada predominantemente por ferrita poligonal. No entanto, comparando-se os resultados deste tratamento térmico (Tem_b) com os resultados do material austenitizado durante 15 min e temperado em água (Tem_a), observa-se que o limite de resistência caiu de 961,9 MPa para 846,5 MPa ao aumentar o tempo de austenitização de 15 min para 1 hora. O maior tempo de austenitização (1 hora) pode ter provocado crescimento de grão, tornando-o mais grosseiro em relação ao do material austenitizado por 15 min (Figuras 4.7 e 4.10), e isto pode justificar a redução da resistência mecânica.

Na Figura 4.22, as quintas colunas vermelha e verde (330_a) correspondem aos limites de escoamento e resistência, respectivamente, do material austenitizado durante 15min, temperado em água e envelhecido a 330°C por 5 min. Observa-se através deste gráfico que o limite de escoamento deste material sofreu uma grande redução em relação ao material austenitizado durante 15 min e temperado em água, caindo de 427,6 MPa para 188,8 MPa. Esta redução no limite de escoamento pode ser atribuída à eliminação das ilhas do constituinte MA (Figura 4.20) uma vez que, segundo Chen *et al*

(2009), o limite de escoamento é determinado principalmente por forças de impedimento que as discordâncias sofrem em cristais em movimento e desvio de ilhas MA.

Os materiais envelhecidos nas temperaturas de 330, 400, 450, 500, 550 e 600°C por 30 min também apresentaram grandes reduções nos seus limites de escoamento em relação ao material austenitizado durante 15 min e temperado em água. Este comportamento também pode ser justificado pela eliminação das ilhas do constituinte MA, uma vez que esta transformação de fase também foi observada nos ensaios dilatométricos (Figura 4.1) referentes aos tratamentos térmicos citados.

Na Figura 4.22, as sextas colunas vermelha e verde (330_b) correspondem aos limites de escoamento e resistência, respectivamente, do material austenitizado durante 15 min, temperado em água e envelhecido a 330°C por 30 min. É fácil constatar que este tratamento térmico foi o que resultou no maior limite de resistência dentre os tratamentos realizados. Isto pode ser justificado pela eliminação das ilhas do constituinte MA (Figura 4.21), uma vez que, este constituinte funciona, entre outras coisas, como sítio de nucleação de trincas. A temperatura de envelhecimento de 330°C, além eliminar as ilhas MA, não é alta o suficiente para reduzir a densidade de discordâncias de forma significativa. O resultado disto, portanto, foi um alto limite de resistência.

Zhou *et al* (2011), ao realizarem tratamentos térmicos em um aço de ultra-alta resistência para oleodutos de composição 0,05%C, 0,31%Si, 1,99%Mn, 0,008%P, 0,002%S, 0,27%Mo, 0,62%Ni, 0,04%Al, 0,08%(Nb+Ti), 0,53%(Cr+Cu), and 0,0017%B, afirmaram que, ao aumentar a temperatura de envelhecimento do aço, a estrutura de ripas engrossou, a densidade de discordâncias diminuiu e o efeito de barreira da microestrutura para micro-trincas diminuiu nitidamente, diminuindo então a resistência à tração. Os resultados obtidos por Zhou *et al* (2011) foram semelhantes aos obtidos neste trabalho, uma vez que, ao aumentar a temperatura de envelhecimento do aço estudado neste trabalho, observou-se que as ripas de ferrita coalesceram dando origem a ripas mais largas de vários tamanhos (Figuras 4.12, 4.13, 4.14, 4.15 e 4.18), diminuindo assim o limite de resistência do aço (Figura 4.22).

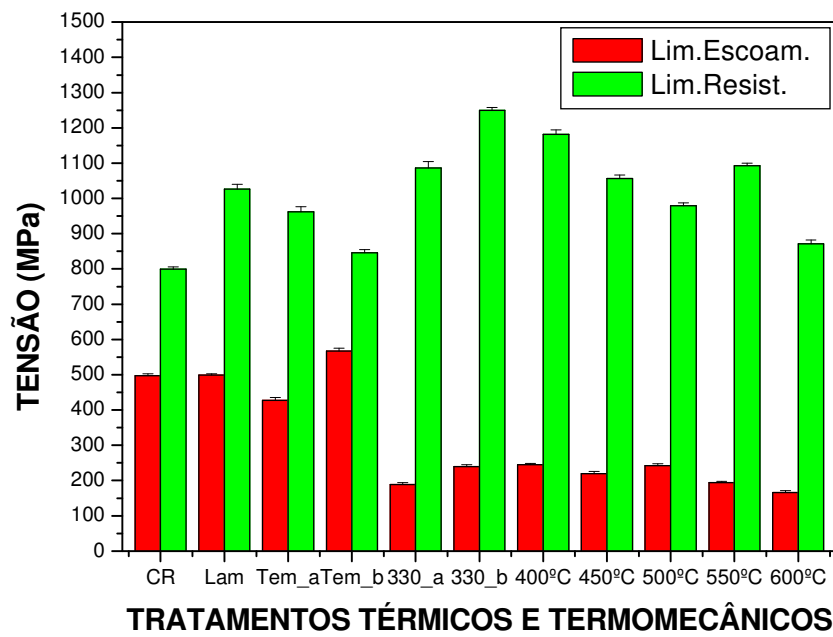


Figura 4.22 – Limites de escoamento e resistência do aço API 5L X80 na condição de “como recebido” e após tratamentos térmicos e termomecânicos.

A Figura 4.23 apresenta os alongamentos alcançados pelo aço API 5L X80 na condição de “como recebido” e após tratamentos térmicos e termomecânicos. Os valores apresentados na Figura 4.23 foram obtidos em função da média aritmética simples dos valores dos três ensaios. Os desvios-padrões da média estão apresentados na Figura 4.23 na forma de barra de erros. Estas deformações foram levantadas através dos mesmos ensaios de tração em que foram levantados os limites de escoamento e resistência do material. Portanto, as deformações foram levantadas para o aço API 5L X80 nas mesmas condições mencionadas anteriormente.

Analisando-se a Figura 4.23, observa-se que o material austenitizado durante 15 min, laminado com redução de 15% e temperado em água (segunda coluna) alcançou praticamente o mesmo alongamento que o material na condição de “como recebido” (primeira coluna), ou seja, este tratamento termomecânico praticamente não afetou o alongamento do material. No entanto, o material austenitizado durante 15 min e temperado em água (terceira coluna) apresentou um pequeno aumento de alongamento em relação ao material na condição de “como recebido” (primeira coluna), passando de 15,4% para 17,7%. Já era esperado que o material austenitizado durante

15 min e temperado em água (terceira coluna) alcançasse um alongamento maior que o material austenitizado durante 15 min, laminado e temperado em água (segunda coluna), uma vez que, a operação de laminação aumenta a densidade de discordâncias e, conseqüentemente, reduz o alongamento do material.

É fácil constatar, através da Figura 4.23, que o menor alongamento (8,7%) foi obtido com o material austenitizado durante 1 hora e temperado em água (quarta coluna). Este baixo alongamento pode ser justificada pelo maior tempo de austenitização (1 hora) deste tratamento térmico. O maior tempo de austenitização (1 hora) pode ter provocado crescimento de grão, tornando-o mais grosseiro (Figura 4.10), o que resulta numa diminuição do alongamento do material.

Observa-se através da Figura 4.23 que todos os tratamentos térmicos com etapas de envelhecimento (330, 400, 450, 500, 550 e 600°C) resultaram em grandes alongamentos. As discordâncias presentes no aço temperado sem etapa de laminação são principalmente discordâncias formadas durante as transformações de fase do material e, devido à instabilidade termodinâmica da martensita (ilhas MA), estas discordâncias são facilmente eliminadas no processo de envelhecimento. Assim, o processo de envelhecimento reduz a densidade de discordâncias e, conseqüentemente, aumenta o alongamento do material.

Zhou *et al* (2011), ao realizarem tratamentos térmicos em um aço de ultra-alta resistência para oleodutos de composição 0,05%C, 0,31%Si, 1,99%Mn, 0,008%P, 0,002%S, 0,27%Mo, 0,62%Ni, 0,04%Al, 0,08%(Nb+Ti), 0,53%(Cr+Cu), and 0,0017%B, afirmaram que, ao aumentar a temperatura de envelhecimento do aço, a densidade de defeitos diminuiu e a deformação aumentou. Este comportamento também foi observado nos resultados obtidos neste trabalho (Figura 4.23), pois ao aumentar a temperatura de envelhecimento do aço API 5L X80, a densidade de discordâncias diminuiu e o alongamento aumentou.

Silva *et al* (2011), ao realizarem tratamentos térmicos em um aço API 5L X70 de composição 0,03%C, 0,14%Si, 1,52%Mn, 0,29%Cr, 0,23%Cu, 0,09%Nb, 0,01%Ti, <0,01%V, <0,01%W, 0,01%P, 0,04%Mo, 0,15%Ni, and 0,03%Al, concluíram que a estrutura granular formada através de um resfriamento rápido, sem laminação, aumenta o alongamento do aço. Esta conclusão de Silva *et al* (2011) pode justificar os resultados obtidos neste trabalho, uma vez que, ao aumentar a temperatura de envelhecimento do aço API 5L X80 estudado neste trabalho, a fração volumétrica de ferrita granular

aumentou (Figuras 4.12, 4.13, 4.14 e 4.15), resultando no aumento do alongamento do material (Figura 4.23).

Ainda na Figura 4.23, nota-se que, ao aumentar a temperatura de envelhecimento de 450°C (oitava coluna) para 500°C (nona coluna), o material sofreu uma pequena redução em seu alongamento, caindo de 34,1% para 32,2%. Esta pequena queda no alongamento pode ser atribuída ao coalescimento das ripas de ferrita (Figura 4.14).

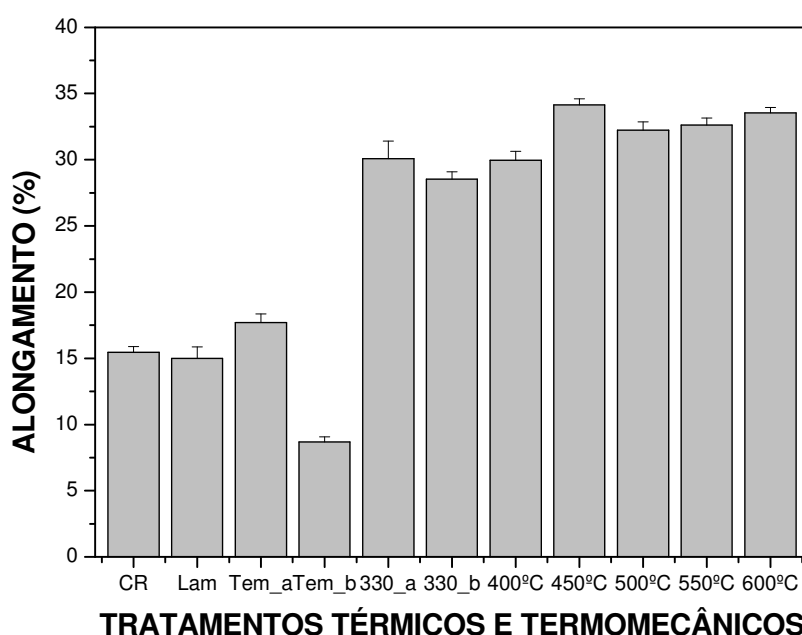


Figura 4.23 – Alongamentos do aço API 5L X80 na condição de “como recebido” e após tratamentos térmicos e termomecânicos.

A Figura 4.24 apresenta os valores indicativos de tenacidade atingidos pelo aço API 5L X80 na condição de “como recebido” e após tratamentos térmicos e termomecânicos. Os valores apresentados na Figura 4.24 foram obtidos em função da média aritmética simples dos valores dos três ensaios. Os desvios-padrões da média estão apresentados na Figura 4.24 na forma de barra de erros. Os resultados de tenacidade foram levantados integrando-se as curvas Tensão (σ) X Deformação (%) obtidas através dos mesmos ensaios de tração em que foram levantados os limites de escoamento e resistência do material. Portanto, a tenacidade do aço API 5L X80 foi levantada para as mesmas condições mencionadas anteriormente.

Analisando-se a Figura 4.24, observa-se que o material austenitizado durante 15 min, laminado com redução de 15% e temperado em água (segunda coluna) apresentou um aumento de tenacidade em relação ao material na condição de “como recebido” (primeira coluna), passando de 108,9 MPa para 125,7 MPa. Este ganho de tenacidade pode ser justificado pela obtenção do constituinte ferrita acicular (Figura 4.4) uma vez que, segundo Lee *et al* (2003), uma microestrutura de ferrita acicular tem o potencial de combinar alta resistência e alta tenacidade. Este tratamento termomecânico também resultou num aumento do limite de resistência do material (Figura 4.22). Já o material na condição de “como recebido” apresenta uma estrutura formada predominantemente pelo constituinte ferrita poligonal (Figura 4.3).

É possível observar através da Figura 4.24 que o material austenitizado durante 15 min e temperado em água (terceira coluna) apresentou um ganho de tenacidade em relação ao material na condição de “como recebido” (primeira coluna), passando de 108,9 MPa para 140,1 MPa, o que pode ser justificado pela natureza granular fina da estrutura acicular do material temperado (Figura 4.7). Observa-se também na Figura 4.24 que o material austenitizado durante 15min e temperado em água (terceira coluna) apresentou valor maior de tenacidade que o material austenitizado durante 15 min, laminado com redução de 15% e temperado em água (segunda coluna). Embora ambos os tratamentos tenham resultado em estruturas predominantemente formadas pelo constituinte ferrita acicular, o material apenas temperado (Figura 4.7) apresentou microconstituintes mais refinados que o material laminado e temperado (Figura 4.4) e isto pode justificar a sua maior tenacidade.

Zhou *et al* (2011) realizaram dois tipos de tratamentos termomecânicos, processos DQT (directed quenching and tempering off-line after controlled rolling) e RQT (quenching off-line and tempering off-line after controlled rolling), em um aço de ultra-alta resistência para oleodutos de composição 0,05%C, 0,31%Si, 1,99%Mn, 0,008%P, 0,002%S, 0,27%Mo, 0,62%Ni, 0,04%Al, 0,08%(Nb+Ti), 0,53%(Cr+Cu), and 0,0017%B. No processo DQT, o aço foi austenitizado, laminado a quente em dois estágios, temperado em água e envelhecido em temperaturas de 100 a 650°C por 1 hora. No processo RQT, o aço foi austenitizado, laminado a quente em dois estágios, temperado em água, reaquecido a 940°C por 40 min, temperado novamente em água e envelhecido em temperaturas de 100 a 650°C por 1 hora. Segundo os autores, a microestrutura do aço tratado pelo processo RQT não apresentou as bandas

deformadas observadas na microestrutura do aço tratado pelo processo DQT, ou seja, o reaquecimento do aço no processo RQT eliminou os efeitos causados pela laminação. Desta forma, é como se o material tratado pelo processo RQT não tivesse sido laminado. Os autores, ao realizarem ensaios de impacto charpy em corpos de prova tratados pelos processos DQT e RQT (com e sem as etapas de envelhecimento), afirmaram que a tenacidade do aço tratado pelo processo RQT foi muito melhor do que a do aço tratado pelo processo DQT. Os resultados obtidos neste trabalho (aço API 5L X80), assim como os obtidos por Zhou *et al* (2011), mostraram que a tenacidade do aço austenitizado e temperado foi melhor do que a do aço austenitizado, laminado e temperado.

É fácil constatar, através da Figura 4.24, que o material austenitizado durante 1 hora e temperado em água (quarta coluna) apresentou o menor valor de tenacidade (60,6 MPa) dentre os materiais ensaiados. Esta baixa tenacidade pode ser justificada pelo maior tempo de austenitização (1 hora) deste tratamento térmico. O maior tempo de austenitização (1 hora) pode ter provocado crescimento de grão, tornando-o mais grosseiro (Figura 5.10), o que resulta numa redução da tenacidade do material.

Observa-se através da Figura 4.24 que todos os tratamentos térmicos com etapas de envelhecimento (330, 400, 450, 500, 550 e 600°C) resultaram em grandes valores de tenacidade. As discordâncias presentes no aço temperado sem etapa de laminação são principalmente discordâncias formadas durante as transformações de fase do material (processos de cisalhamento e difusão) e, devido à instabilidade termodinâmica da martensita (ilhas MA), estas discordâncias são facilmente eliminadas no processo de envelhecimento. Assim, o processo de envelhecimento reduz a densidade de discordâncias e, conseqüentemente, aumenta o alongamento do material, o que pode resultar no aumento da tenacidade do material. Além disso, o aumento da fração volumétrica do constituinte ferrita granular nos tratamentos de envelhecimento pode justificar o aumento da tenacidade do material.

É possível observar através da Figura 4.24 que o material austenitizado durante 15 min, temperado em água e envelhecido a 550°C por 30 min (décima coluna) apresentou o maior valor de tenacidade (271,4 MPa) dentre os materiais ensaiados. A micrografia deste material revelou um enriquecimento de soluto nos contornos das ripas de ferrita (elipse azul na Figura 4.15) que foi investigado por meio de análises de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS). A análise de EDS (Figura 4.20) detectou a presença de

Nióbio (Nb), elemento químico presente no aço API 5L X80, nos contornos das ripas de ferrita. O enriquecimento de elementos de liga (Nb) nos contornos das ripas de ferrita e a alta fração volumétrica do constituinte ferrita granular (Figura 4.15) podem justificar a maior tenacidade deste material.

Niu *et al* (2009) realizaram tratamentos térmicos em um aço X80 de composição 0,072%C, 0,19%Si, 1,70%Mn, 0,0026%S, 0,0099%P, 0,23%Ni, 0,085%Cr, 0,16%Cu, 0,015%Ti, 0,20%Mo, 0,05%Nb e 0,027%V e avaliaram sua tenacidade através de ensaios de impacto charpy realizados em diferentes temperaturas de ensaio. Os tratamentos térmicos realizados por Niu *et al* (2009) foram têmperas seguidas de envelhecimentos nas temperaturas de 550, 600, 650 e 700°C por 1 hora. Os ensaios de impacto realizados na temperatura de 20°C mostraram que a maior energia de impacto, ou seja, a maior tenacidade foi obtida com o material temperado e envelhecido na temperatura de 550°C por 1 hora. De forma semelhante, os ensaios realizados neste trabalho (20°C) mostraram que a maior tenacidade foi obtida com o material temperado e envelhecido a 550°C por 30 min, o que pode ser atribuído ao enriquecimento de soluto (Nb) observado nos contornos das ripas de ferrita e à grande quantidade de ferrita granular presente neste material (Figura 4.15).

Observa-se também na Figura 4.24 que ao aumentar a temperatura de envelhecimento do aço estudado de 550°C para 600°C a tenacidade caiu de 271,4 MPa para 224,2 MPa, sendo este o menor valor de tenacidade obtido dentre os materiais envelhecidos. Analisando-se as micrografias dos materiais envelhecidos (Figuras 4.12, 4.13, 4.14, 4.15 e 4.18) foi observado que, ao envelhecer o aço API 5L X80 em 600°C por 30 min (Figura 4.18), as ripas de ferrita coalesceram dando origem a ripas mais largas de vários tamanhos, tornando a estrutura mais grosseira e diminuindo assim a tenacidade do material.

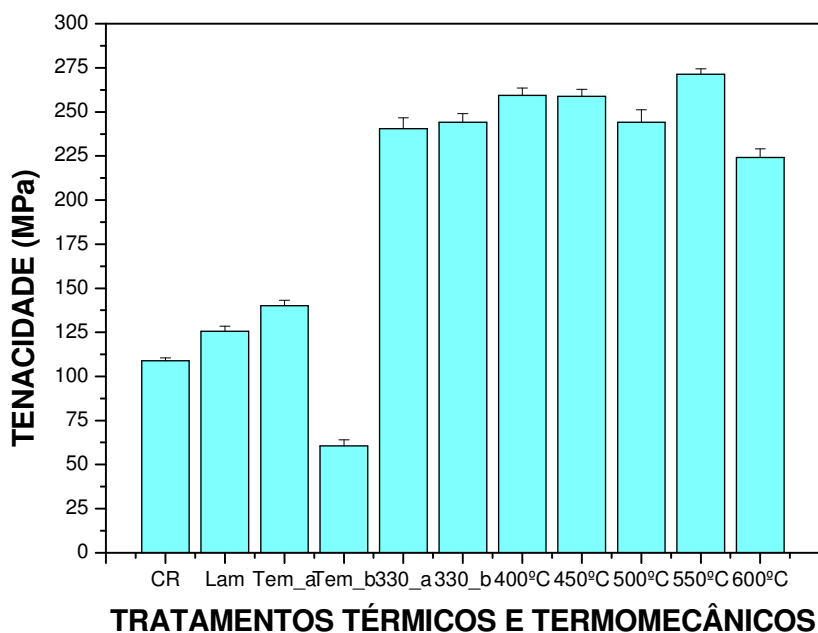


Figura 4.24 – Valores indicativos de tenacidade do aço API 5L X80 na condição de “como recebido” e após tratamentos térmicos e termomecânicos.

4.4 Soldagem

A soldagem foi realizada com o objetivo principal de se obter a formação de ferrita acicular na junta soldada uma vez que, segundo Kim *et al* (2008), a ferrita acicular tem sido conhecida como a microestrutura ideal com uma excelente combinação de alta resistência e boa tenacidade em baixas temperaturas em soldas de aço.

Segundo Lampman (1997), em lentas taxas de resfriamento de soldas associadas com altas temperaturas de pré-aquecimento, a quantidade de ferrita acicular diminui substancialmente e é substituída por uma estrutura grosseira de ferrita de contorno de grão adicional e uma segunda forma de ferrita pró-eutetóide chamada de ferrita “poligonal”. Então, como o objetivo principal da soldagem realizada neste trabalho foi fabricar uma junta soldada constituída predominantemente por ferrita acicular, não foi realizado nenhum pré-aquecimento e o resfriamento da junta foi acelerado.

4.4.1 Micrografia da Junta Soldada

A Figura 4.25 mostra uma micrografia, com aumento de 3.000X, do metal fundido da junta soldada pelo processo MAG. Antes de ser realizada a soldagem, as chapas de aço API 5L X80 foram austenitizadas durante 15 min, temperadas em água e envelhecidas a 550°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6). Este tratamento térmico foi escolhido para a realização da soldagem por ter sido o que resultou no maior ganho de tenacidade dentre os tratamentos realizados. É possível observar através da Figura 4.25 a presença de ripas de ferrita não-paralelas entrelaçadas de vários tamanhos distribuídas aleatoriamente, caracterizando a tendência à acicularidade. Observa-se também nesta micrografia uma grande quantidade do constituinte ferrita granular (elipses brancas) e a existência do constituinte ferrita poligonal (elipses pretas), em menor quantidade.

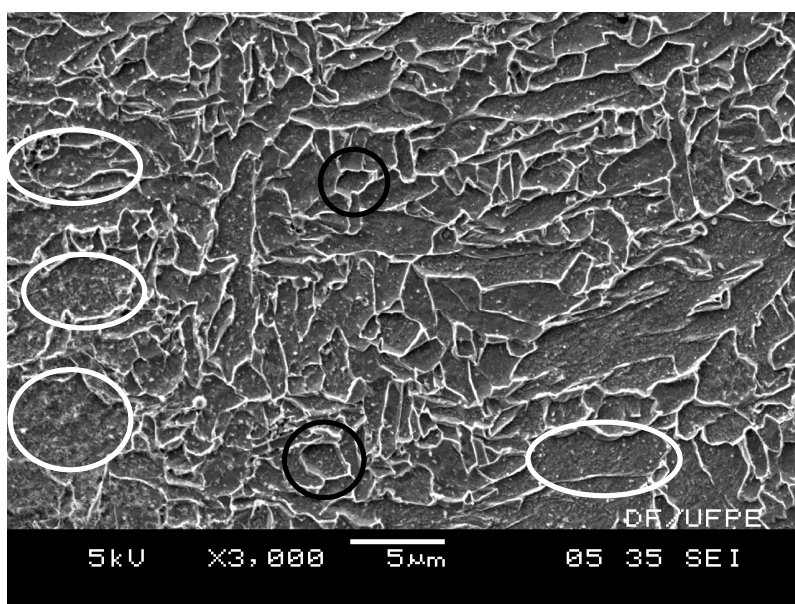


Figura 4.25 – Micrografia do metal de solda da junta soldada pelo processo MAG após austenitização de 15 min, têmpera e envelhecimento a 550°C por 30 min.

Aquino Filho *et al* (2011) realizaram soldagens num aço API 5L X80, o mesmo utilizado para a realização deste trabalho, utilizando os arames tubulares de classificação E71T-1C e E81T1-Ni1C como metais de adição. Os autores observaram que, ao utilizarem o arame tubular E81T1-Ni1C, a microestrutura do metal de solda

apresentou uma predominância do constituinte ferrita poligonal com uma tendência à formação de microconstituintes aciculares. Portanto, os resultados obtidos por Aquino Filho *et al* (2011) foram parecidos com os obtidos neste trabalho quando os mesmos utilizaram o arame E81T1-Ni1C como metal de adição, sendo este o mesmo arame utilizado para a realização deste trabalho. A predominância acicular da estrutura obtida neste trabalho pode ser justificada pelo resfriamento acelerado a que foi submetida a junta soldada. Aquino Filho *et al* (2011), no entanto, não resfriaram rapidamente a junta soldada, o que resultou numa estrutura formada predominantemente pelo constituinte ferrita poligonal.

4.4.2 Ciclos Térmicos da Junta Soldada

A Figura 4.26 apresenta os ciclos térmicos (etapas de resfriamento) realizados por dois pontos localizados na junta soldada. O ponto A (curva vermelha) ficou afastado de 1 mm da borda da chapa a ser soldada. O ponto B (curva preta) ficou afastado de 0,5 mm da borda da chapa a ser soldada. É possível observar na Figura 4.26 uma defasagem de tempo entre os dois pontos, esta defasagem de tempo ocorreu devido à distância longitudinal entre os pontos, aproximadamente 10 mm. A partir das curvas de resfriamento referentes aos pontos A e B, curvas vermelha e preta da Figura 4.26 respectivamente, foram obtidas funções quadráticas e, através de suas derivadas, foram calculadas as velocidades de resfriamento instantâneas dos pontos A e B. A Tabela 4.2 mostra as velocidades de resfriamento instantâneas dos pontos A e B para diferentes temperaturas.

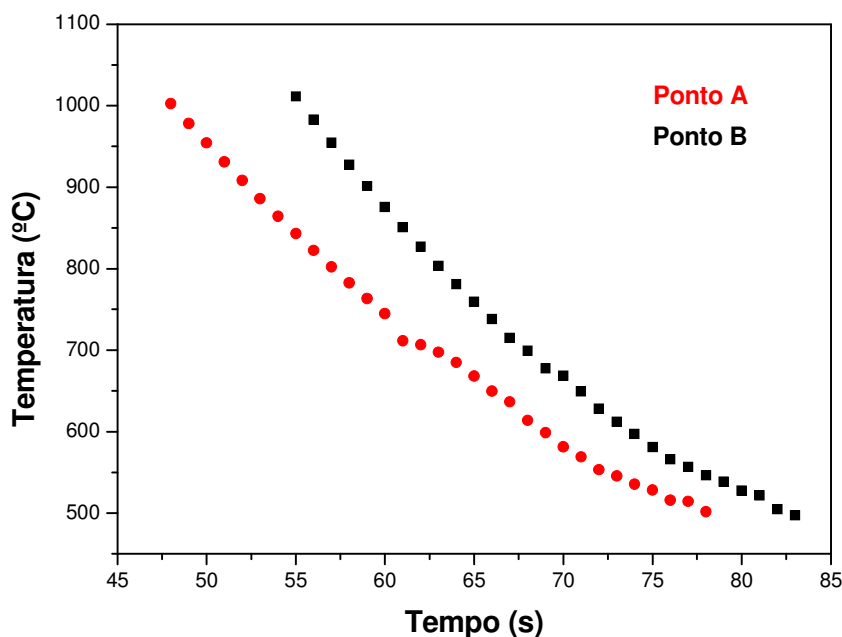


Figura 4.26 – Ciclos térmicos (etapas de resfriamento) dos pontos A (afastado 1 mm da borda da chapa) e B (afastado 0,5 mm da borda da chapa) da junta soldada.

É possível observar através da Tabela 4.2 que a velocidade de resfriamento instantânea do ponto A na temperatura de 600°C foi igual a 13,7°C/s e na temperatura de 500°C foi igual a 9,0°C/s. Observa-se também na Tabela 4.2 que a velocidade de resfriamento instantânea do ponto B na temperatura de 600°C foi igual a 14,4°C/s e na temperatura de 500°C foi igual a 7,5°C/s. Como a soldagem resultou numa microestrutura com uma tendência à acicularidade (Figura 4.25) e a transformação da ferrita acicular ocorre no intervalo de temperatura de 450 a 600°C aproximadamente, dependendo da composição química do aço, pode-se deduzir através da Tabela 4.2 que a transformação da ferrita acicular na junta soldada ocorreu no intervalo de taxa de resfriamento de 8 a 14°C/s aproximadamente.

Zhao *et al* (2003), ao investigarem os comportamentos de transformação por resfriamento contínuo sem deformação a quente em um aço microligado de composição 0,077%C, 0,25%Si, 1,28%Mn, 0,001%P, 0,0006%S, 0,045%Nb, 0,053%V, 0,027%Ti, 0,0011%O, 0,0018%N, afirmaram que, no intervalo de taxa de resfriamento de 10 a 50°C/s, foi obtida uma microestrutura mista de ferrita bainítica e ferrita acicular. Já o diagrama TRC dinâmico (com deformação a quente) deste mesmo aço estudado por

Zhao *et al* (2003) mostra que a transformação da ferrita acicular ocorreu no intervalo de taxa de resfriamento de 1,5 a 40°C/s. Zhao *et al* (2003) investigaram também os comportamentos de transformação por resfriamento contínuo com deformação a quente em um aço microligado de composição 0,025%C, 0,24%Si, 1,56%Mn, 0,002%P, 0,0006%S, 0,04%Nb, 0,02%V, 0,32%Mo, 0,0043%O, 0,0062%N e afirmaram que a transformação da ferrita acicular neste aço ocorreu no intervalo de taxa de resfriamento de 1 a 30°C/s. Todos estes resultados obtidos por Zhao *et al* (2003) validam os resultados obtidos neste trabalho (aço API 5L X80) uma vez que a transformação da ferrita acicular na junta soldada deste trabalho ocorreu no intervalo de taxa de resfriamento de 8 a 14°C/s aproximadamente, intervalo este contido nos intervalos obtidos por Zhao *et al* (2003).

Tabela 4.2 – Velocidades de resfriamento instantâneas dos pontos A e B para diferentes temperaturas.

Ponto A (1 mm)		Ponto B (0,5 mm)	
Temperatura (°C)	Velocidade de Resfriamento (°C/s)	Temperatura (°C)	Velocidade de Resfriamento (°C/s)
800	19,9	800	22,9
700	16,8	700	19,0
600	13,7	600	14,4
500	9,0	500	7,5

4.4.3 Perfil de Dureza da Junta Soldada

A Figura 4.27 apresenta o perfil de dureza (Vickers) da junta soldada pelo processo MAG. Antes de ser realizada a soldagem, as chapas de aço API 5L X80 foram austenitizadas durante 15 min, temperadas em água e envelhecidas a 550°C por 30 min (diagrama da Fig. 3.6). A Figura 4.27 apresenta os valores de dureza Vickers (Hv) obtidos através de ensaios realizados com carga de 15 kg em seis pontos da junta soldada, sendo dois pontos localizados no metal de solda (MS), dois pontos localizados na zona termicamente afetada (ZTA) e dois pontos localizados no metal de base (MB). Observa-se através desta figura que a dureza do metal de solda (MS) é praticamente

igual à dureza do metal de base (MB). Assim, pode-se afirmar que as propriedades mecânicas do metal de base (MB) envelhecido a 550°C são mantidas no metal de solda (MS) da junta soldada, o que ratifica os resultados obtidos com as micrografias conforme mostra a Figura 4.28. Observa-se também na Figura 4.27 que a dureza da zona termicamente afetada (ZTA) é ligeiramente menor que a dureza do metal de base (MB), no entanto esta pequena redução na dureza da ZTA não compromete a integridade da junta soldada. Estes resultados podem ser considerados inéditos uma vez que não existem ainda na literatura estudos sobre a soldabilidade do aço API 5L X80 tratado termicamente.

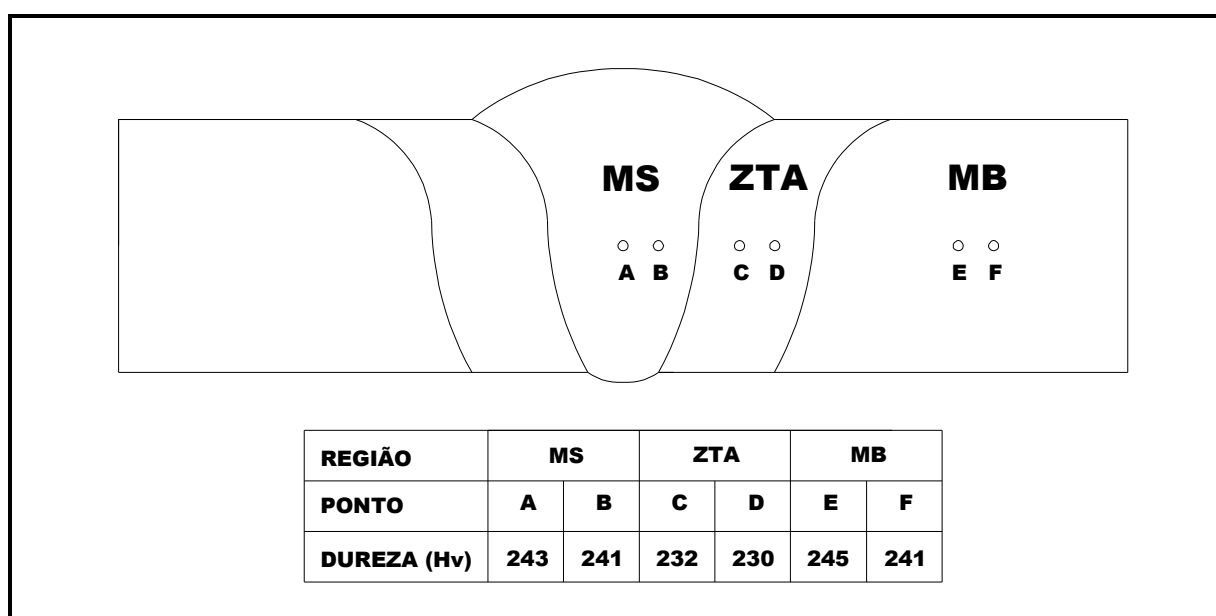


Figura 4.27 – Perfil de dureza da junta soldada.

A Figura 4.28-A mostra uma micrografia do metal de base envelhecido a 550°C e a Figura 4.28-B mostra uma micrografia do metal de solda da junta soldada. Observa-se através destas imagens que o metal de base apresenta uma predominância do constituinte ferrita acicular e que o metal de solda apresenta uma tendência à acicularidade. Portanto, a junta soldada apresenta uma microestrutura uniforme caracterizada principalmente pela acicularidade.

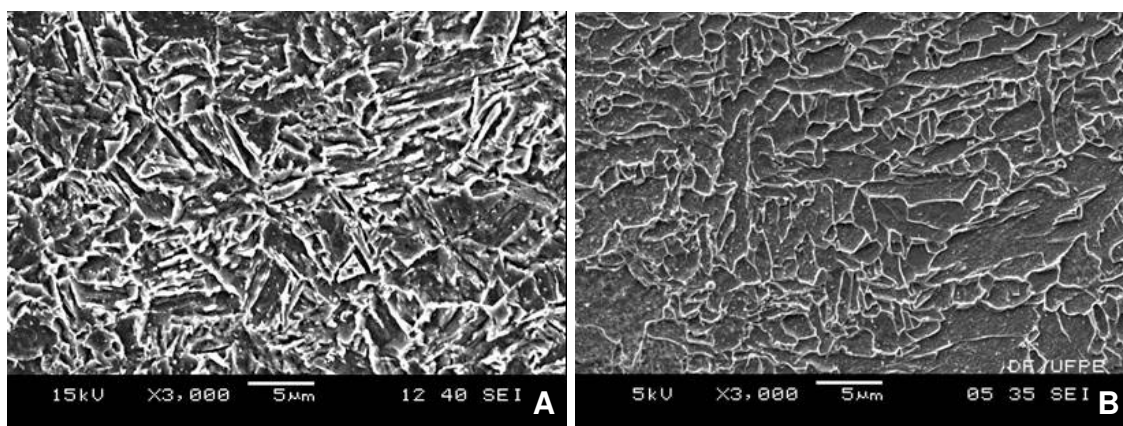


Figura 4.28 – Micrografias do metal de base envelhecido a 550°C (A) e do metal de solda (B) da junta soldada pelo processo MAG.

Os ensaios de dureza realizados na junta soldada (Figura 4.27) ratificaram os resultados obtidos com as caracterizações microestruturais (Figura 4.28), mostrando que as propriedades mecânicas assim como a microestrutura do metal de base foram mantidas no metal de solda da junta soldada.

5. CONCLUSÕES

Os ensaios dilatométricos realizados no aço API 5L X80 temperado mostraram a ocorrência de uma transformação de fase (eliminação das ilhas do constituinte MA) durante o aquecimento do material no intervalo de temperatura de aproximadamente 320 a 345°C.

Os ensaios dilatométricos realizados no aço API 5L X80 na condição de “como recebido” revelaram que as temperaturas de início e fim das transformações de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ e $\gamma \rightarrow \alpha$ dependem das taxas de aquecimento e resfriamento impostas durante o ciclo térmico.

As micrografias do aço API 5L X80 tratado termicamente revelaram a presença dos constituintes ferrita acicular (predominantemente), ferrita poligonal, ferrita granular, austenita retida e ilhas do constituinte MA.

Todos os tratamentos térmicos e termomecânicos realizados no aço API 5L X80 produziram aumentos no seu limite de resistência.

Todos os tratamentos térmicos de envelhecimento (330, 400, 450, 500, 550 e 600°C) reduziram o limite de escoamento e aumentaram o alongamento, contribuindo para o aumento da tenacidade do aço API 5L X80.

Com o aumento da temperatura de envelhecimento, as ripas de ferrita coalesceram e, conseqüentemente, o limite de resistência do aço diminuiu.

O aumento da temperatura de envelhecimento do aço resultou no aumento da fração volumétrica de ferrita granular, no enriquecimento de soluto nos contornos das ripas de ferrita e no aumento do alongamento do material.

As análises de EDS realizadas no material envelhecido a 550°C identificaram um enriquecimento de Nióbio (Nb) nos contornos das ripas de ferrita.

Os menores valores de alongamento e tenacidade foram obtidos com o material austenitizado durante 1h e temperado.

O maior valor de tenacidade foi obtido com o material austenitizado durante 15min, temperado e envelhecido a 550°C por 30min que apresentou um aumento de 149,2% em relação ao material na condição de “como recebido”. O enriquecimento de elementos de liga nos contornos das ripas de ferrita e a alta fração volumétrica do constituinte ferrita granular podem justificar a maior tenacidade deste material.

A soldagem do aço API 5L X80 (austenitizado durante 15min, temperado e envelhecido a 550°C por 30min) pelo processo MAG com o arame tubular E81T1-Ni1C seguida de um resfriamento acelerado resultou numa microestrutura com uma tendência à acicularidade. A transformação da ferrita acicular na junta soldada ocorreu no intervalo de taxa de resfriamento de 8 a 14°C/s aproximadamente.

Os ensaios de dureza (Vickers) realizados na junta soldada mostraram que a dureza do metal de solda (MS) é praticamente igual à dureza do metal de base (MB). Desta forma, pôde-se concluir que as propriedades mecânicas do metal de base (MB) envelhecido a 550°C foram compatíveis com as do metal de solda (MS).

A partir de uma sequência térmica adequada, é possível melhorar a tenacidade à fratura de um aço microligado sem alterar sua composição química e sem comprometer sua soldabilidade.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar a influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço API 5L X80 envelhecido a 550°C e soldado pelos processos GMAW.

Desenvolver modelo matemático capaz de simular os efeitos das transformações de fase nas propriedades mecânicas dos aços ARBL (alta resistência e baixa liga).

Fabricar microestruturas a partir de diferentes seqüências termomecânicas para melhorar a tenacidade à fratura sem comprometer a soldabilidade do aço API 5L X100.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANTONINO, T. de S. Estudo da Influência de Tratamentos Termomecânicos no Conjunto Resistência Mecânica-Tenacidade à Fratura do Aço API 5L X70. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Área de Concentração: Materiais e Fabricação, Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco, Recife-PE, 2011, 82p.

AQUINO FILHO, A. de; YADAVA, Y. P.; FERREIRA, R. A. S. Soldagem Undermatched e Evenmatched de Tubos de Aço API 5L X80 pelo Processo FCAW. In: 37º Congresso Nacional de Soldagem. Anais do 37º Consolda, Natal-RN, 2011.

ASM – American Society for Metals. High-strength structural and high-strength low-alloy steels. 10th ed. ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys, 1990. v.1, p. 389-423.

ASTM – “Standard Methods of Tension Testing of Metallic Materials,” E 8, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, ASTM, Philadelphia, 1984, p. 130-150.

ASTM – “Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials”, ASTM E92-82(2003)e2, 2003-01.

AWS. Structural Welding Code - Steel, AWS D1.1 (2002).

BATISTA, G. Z.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. S.; RIOS, P. R. Estudo da Correlação Microestrutura Propriedades Mecânicas de Aço da Classe API X80. In: 58º Congresso da ABM, 2003, Rio de Janeiro. Anais do 58º Congresso da ABM, São Paulo, 2003. v. único. p. 2957-2965.

BOHORQUEZ, C.E.N. Previsão da Dureza Máxima na Zona Afetada pelo Calor em Soldagem. 1989. 93 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1989.

BOTT, I. S. de; SOUZA, L. F. G. de; TEIXEIRA, J. C. G.; RIOS, P. R. High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 36, Number 2, February 2005, p. 443-454.

BRANDI, S. D. Soldagem processos e metalurgia, ed WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. de. São Paulo, 1992, p. 99 – 132.

CARDOZO, F. I. B. Previsão da Dureza em Junta Soldada de um Aço ASTM A 516 Grau 60 Sujeito à Corrosão sob Tensão com H₂S. (Mestrado em Engenharia Mecânica), Área de Concentração: Materiais e Fabricação, Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco, Recife-PE, 2003, 130p.

CASARIN, S. J. Transformações de Fases Isotérmicas por Dilatometria do Aço SAE 1070: Curva TTT. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Área de Concentração: Engenharia Metalúrgica, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos-SP, 1993. 84p.

CHEN, L.; KANG, Y.; LI, X.; et al. Effect of Tempering Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of 600 MPa Grade Low Carbon Bainitic Steel [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2009, 31(8): 983.

CIZEK, P.; WYNNE, B.; HODGSON, P.; MUDDLE, B. Effect of Simulated Thermomechanical Processing on the Transformation Characteristics and Microstructure of an X80 Pipeline Steel, The 1st International Conference on Super-High Strength Steels, Associazione Italiana di Metallurgia, Italy, 2005.

COHEN, M.; OWEN, W. S. Thermomechanical processing of microalloyed steels. In: Proceedings of International Symposium on High-Strength Low-Alloy Steels, Microalloying75. Washington D.C. – USA, Oct. 1975. p. 2-8.

CORBETT, K. T.; BOWEN, R. R.; PETERSEN, C. W. Int. J. Offshore Polar Eng. 14 (2004) 75.

DENYS, R. Pipeline Technology, vols. I/II, Elsevier, Amsterdam, 2000.

ELDMANN, U.; FREIER, K.; KÜGLER, J.; VLAD, C. M. Mechanical and Toughness Properties of Separation-Free HSLA Line Pipe Steels for Artic Conditions, Conference Proceedings HSLA Steels Technology and Application ASM, 1983, p. 733-741.

FAIRCHILD, D. P.; MACIA, M. L.; PAPKA, S. D.; PETERSEN, C. W.; STEVENS, J. H.; BARBAS, S. T.; BANGARU, N. V.; KOO, J. Y.; LUTON, M. J.; in: TOYODA, M.; DENYS, R. (Eds.), Proceedings of International Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, 2002.

FARAHAT, A. I. Z. Dilatometry Determination of Phase Transformation Temperatures During Heating of Nb Bearing Low Carbon Steels. Elsevier. Journal of Materials Processing Technology 204 (2008) 365–369.

FERRER, M. H. Estudo das Transformações de Fase de Aços TRIP ao Si-Mn Microligados com Nb. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo-SP, 2003.

GARCÍA DE ANDRÉS, C.; CABALLERO, F. G.; CAPDEVILA, C.; ÁLVAREZ, L. F. Application of Dilatometric Analysis to the Study of Solid–Solid Phase Transformations in Steels. Materials Characterization, Volume 48, 2002, p. 101-111.

GONZÁLEZ, M. F. R.; LANDGRAF, F. J. G.; GOLDENSTEIN, H.; GORNI, A. A. Curva TRC e sua Caracterização Microestrutural para um Aço Microligado para Tubos API 5L-X80. In: 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECiMat, Porto de Galinhas-PE, 2008.

GRÄF, M. K.; LORENTZ, F. K.; PETERS, P. A.; SCHWAAB, P. Relationship between Microstructure and Mechanical Properties of Thermo-Mechanically Treated Large-Diameter Pipe Steels, HSLA Steels Technology and Applications – Conference Proceedings, 1983, p. 801-807.

HIPPERT JR., E. Investigação Experimental do Comportamento Dúctil de Aços API-X70 e Aplicação de Curvas de Resistência J- Δa para Previsão de Colapso em Dutos. 2004. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

IOST, A. & BIGOT, R. - Indentation Size Effect: Reality or Artefact? J. Mater. Sci. v. 31 p. 3573-3577(1996).

KIM, Y. M.; LEE, H.; KIM, N. J. Transformation Behavior and Microstructural Characteristics of Acicular Ferrite in Linepipe Steels. Elsevier. Materials Science and Engineering A 478 (2008) 361–370.

KRAUSS, G.; THOMPSON, S. W. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultra-low Carbon Steels. ISIJ Int., v. 35, n. 8, p.937-945, 1995.

LAMPMAN, S. Weld Integrity and Performance, Publisher: ASM International, The Materials Information Society, USA, 1997, 417p.

LEE, C. H.; BHADESHIA, H. K. D. H.; LEE, H. -C. Effect of Plastic Deformation on the Formation of Acicular Ferrite. Elsevier. Materials Science and Engineering A360 (2003) 249–257.

MACHADO, I. G. Soldagem & Técnicas Conexas: Processos, UFRGS, Porto Alegre, 1996, 477p.

MANOHAR, P. A.; CHANDRA, T. Continuous Cooling Transformation Behavior of High Strength Microalloyed Steels for Linepipe Applications, ISIJ International, v. 38, 1998, p. 766-774.

MARCHI, J. Estudo de Sinterização de Cerâmicas à Base de Nitreto de Silício Utilizando-se como Aditivos Óxidos de Cério e Alumínio. Dissertação (Mestrado em Ciências), Área de Concentração: Tecnologia Nuclear - Materiais, IPEN, São Paulo-SP, 1999, 139p.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. Soldagem - Fundamentos e Tecnologia, 3ª Edição Atualizada, Editora UFMG, Belo Horizonte-MG, 2009, 363 p.

MODENESI, P. J. Apostila – Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas, UFMG, 2008.

MODENESI, P. J. & MARQUES, P. V. Soldagem I – Introdução aos Processos de Soldagem, Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte-MG, 2006.

NATAL, Y.O. Soldabilidade de Aços de Alta Resistência Baixa Liga. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 1986. 66p.

NEVES, F. O.; REGONE, W.; BUTTON, S. T. Análise do Comportamento Microestrutural de um Aço Microligado por Simulação Física Análoga ao Forjamento a Quente. In: 15º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECiMat, Natal-RG, 2002.

NIU, J.; QI, L.; LIU, Y.; MA, L.; FENG, Y.; ZHANG, J. Tempering Microstructure and Mechanical Properties of Pipeline Steel X80. Elsevier. Transactions of Nonferrous Metals Society of China 19 (2009) s573-s578.

ORDÓÑEZ, R. E. C. Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L-X80 com Diferentes Arames Tubulares. Dissertação de Mestrado. Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação, Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas-SP, 2004.

PEDROSA, I. R. V. Influência do Gás de Proteção no Modo de Transferência do Metal de Adição e nas Propriedades Mecânicas das Juntas Soldadas pelos Processos GMAW. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Área de Concentração: Materiais e Fabricação, Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco, Recife-PE, 2008, 51p.

PEREIRA, M. S.; GARCIA, P. E. L.; ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M. Aplicação de Ataques Químicos Alternativos para Revelação por Cores da Microestrutura de um Aço Multifásico. In: 1ª Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico – TTT 2003, Indaiatuba-SP, 2003.

PINTO, P. M. A. S. Soldagem Circunferencial de Tubo API 5L X80 Empregando Processos Manual / Semi-Automático. Dissertação de Mestrado. Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia da Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (PUC-Rio), Rio de Janeiro, 2006, 113p.

PORTER, L. F. High-strength low-alloy steels. Encyclopedia of Materials Science and Engineering. 1986. p. 2157-2162.

QUINN, J. B. & QUINN, G. D. - Indentation Brittleness of Ceramics: a Fresh Approach - J. Mater. Sci. v. 32 p. 4331-4346 (1997).

QUITES, A. M. Introdução à soldagem a Arco Voltaico, ed. Soldasoft, Florianópolis, 2002, 352p.

RAMÍREZ, M. F. G. Estudo da Transformação Durante o Resfriamento Contínuo e da Microestrutura do Aço Microligado X80 Utilizado na Construção de Tubos para Transporte de Gás Natural e Petróleo. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Área de Concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo-SP, 2008, 159p.

RAMÍREZ, M. G.; GORNI, A. A.; LANDGRAF, F.; OGATA, P. H.; GOLDENSTEIN, H. Caracterização microestrutural de um aço API 5L-X80 através de microdureza e microscopia ótica e eletrônica. 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, Vitória–ES, Brasil, 2007.

ROSA, J. & SILVA, G. Curso Técnico de Solda, Módulo 1: Metalurgia da Soldagem, 2009.

SAE – Society of Automotive Engineers. High strength low alloy steel – SAE J410c. SAE handbook, 1972, p. 46-46.

SAN MARTÍN, D.; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P. E. J.; GARCÍA-DE-ANDRÉS, C. In Situ Study of Austenite Formation by Dilatometry in a Low Carbon Microalloyed Steel. Elsevier. Scripta Materialia 58 (2008) 926-929.

SANTOS, A. A. dos. Modelamento da Transformação de Fases de Aços de Alta Resistência Microligados ao Nb durante Resfriamento após Laminação em Tiras a Quente. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas), Área de Concentração: Metalurgia da Transformação, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte-MG, 2007, 293p.

SHANMUGAM, S.; RAMISETTI, N. K.; MISRA, R. D. K.; HARTMANN, J.; JANSTO, S. G. Microstructure and High Strength–Toughness Combination of a New 700MPa Nb-Microalloyed Pipeline Steel. Elsevier. Materials Science and Engineering A 478 (2008) 26–37, 12p.

SILVA, C. N. P. Efeitos das Separações na Tenacidade de um Aço Microligado Produzido por Laminação Controlada. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, São Paulo-SP, 1986.

SILVA, E. S.; BELTRÃO, M. A. N.; BASTIAN, F. L. Comportamento em Fadiga de Juntas Soldadas Circunferenciais de um Aço API 5L-X80. In: 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2008, Porto de Galinhas, PE. Anais do 18º CBECiMat, 2008. v. único. p. 9108-9118.

SILVA, M. de C. Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80. Tese (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica), Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo-SP, 2009, 114 p.

SILVA, R. J. F. da; ANTONINO, T. de S.; FERREIRA, R. A. S., 2011, Correlação entre Aumentos Percentuais da Laminação e a Formação de Ferrita Acicular e Ferrita Granular em um Aço API 5L X70, CIBIM 10, Oporto, Portugal.

SONG, R.; SCHROTH, J. G.; SPEER, J. G.; MATLOCK, D. K. Copper Brazing Response of Some Advanced High Strength Steel Grades. Elsevier. Journal of Materials Processing Technology 209 (2009) 70-76.

SOUZA, S. A. de. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos, 5ª ed, Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo-SP, 1982, 286 p.

SUBAN, M. & TUSEK, J. Dependence of melting rate in MIG/MAG welding on the type of shielding gas used. Journal of Materials Processing Technology, vol. 119, 2001, p. 185-192.

TANG, Z.; STUMPF, W. The Role of Molybdenum Additions and Prior Deformation on Acicular Ferrite Formation in Microalloyed Nb–Ti Low-Carbon Line-Pipe Steels. Elsevier. Materials Characterization 59 (2008) 717–728.

ZENG, K.; SODERLUND, E.; GIANNAKOPOULOS, A. E.; ROWXCLIFFE, D. J. Controlled Indentation: a General Approach to Determine Mechanical Properties of Brittle Materials - Acta Mater, v. 44 p. 1127-1141 (1996).

ZHAO, M. C.; YANG, K.; SHAN, Y. The Effects of Thermo-Mechanical Control Process on Microstructures and Mechanical Properties of a Commercial Pipeline Steel, Materials Science and Engineering A, 2002, v. 335, p. 14-20.

ZHAO, M. C.; YANG, K.; XIAO, F. R.; SHAN, Y. Y. Continuous Cooling Transformation of Undeformed and Deformed Low Carbon Pipeline Steels. Materials Science and Engineering A355 (2003) 126-136.

ZHOU, M.; DU, L.; LIU, X. Relationship Among Microstructure and Properties and Heat Treatment Process of Ultra-High Strength X120 Pipeline Steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2011, 18(3): 59-64.

8. PRODUÇÃO BIBLIOGRÁFICA

PEDROSA, I. R. V.; CASTRO, R. S. de; YADAVA, Y. P.; FERREIRA, R. A. S. STUDY OF PHASE TRANSFORMATIONS IN API 5L X80 STEEL IN ORDER TO INCREASE ITS FRACTURE TOUGHNESS. *Materials Research*, aceito para publicação, 2012.

PEDROSA, I. R. V.; CASTRO, R. S. de; YADAVA, Y. P.; FERREIRA, R. A. S. ESTUDO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE NO AÇO API 5L X80 COM O OBJETIVO DE AUMENTAR SUA TENACIDADE À FRATURA. In: VII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2012, São Luís - MA. Anais do CONEM 2012.

PEDROSA, I. R. V.; Castro, R. S. de; YADAVA, Y. P.; FERREIRA, R. A. S. STUDY OF PHASE TRANSFORMATIONS IN API 5L X80 STEEL AIMING TO IMPROVE MECHANICAL PROPERTIES. In: XXIII CSBMM - XXIII Congresso da Sociedade Brasileira de Microscopia e Microanálise, 2011, Búzios. Anais do XXIII CSBMM, 2011. v. Único.

CASTRO, R. S. de; FERREIRA, R. A. S.; PEDROSA, I. R. V.; YADAVA, Y. P. FABRICATION OF MICROSTRUCTURES BY THERMOMECHANICAL SEQUENCES FOR INCREASING FRACTURE TOUGHNESS OF API 5L X80 STEEL. In: COBEM 2011 - 21st International Congress of Mechanical Engineering, 2011, Natal. Anais do COBEM 2011. v. único.