



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

**ESTUDO DOS EFEITOS DOS TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS SOBRE A
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO API 5L-X70**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**

RODRIGO JOSÉ FERREIRA DA SILVA

ORIENTADOR: RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA

RECIFE, AGOSTO 2010

**ESTUDO DOS EFEITOS DOS
TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS
SOBRE A MICROESTRUTURA E
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO
API 5L-X70**

Por

Rodrigo José Ferreira da Silva

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica como parte de requisitos
necessários à obtenção do diploma de Mestre em
Engenharia Mecânica.

**Universidade Federal de Pernambuco
Recife, Pernambuco, Brasil
31 de Agosto de 2010**

S586e

Silva, Rodrigo José Ferreira da

Estudo dos efeitos dos tratamentos termomecânicos sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L-X70 / Rodrigo José Ferreira da Silva. - Recife: O Autor, 2010.

xiv, 70 f.; il., gráfs., tabs.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2010.

Orientador: Prof. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira
Inclui Referências Bibliográficas.

1. Engenharia Mecânica. 2. Ferrita Granular. 3. Rotas Térmicas. 4. Análise Microestrutural. 5. Ensaio de Tração e Microscopia Eletrônica de Varredura. I. Título.

UFPE

621 CDD (22.ed.)

BCTG/2010-211

“ESTUDO DOS EFEITOS DOS TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS SOBRE A MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO API 5L X-70”.

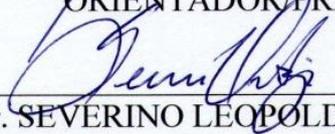
RODRIGO JOSÉ FERREIRA DA SILVA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

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

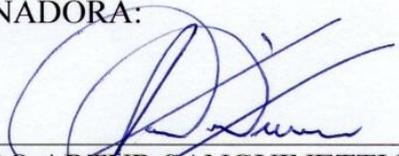


Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA
ORIENTADOR/PRESIDENTE



Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO
COORDENADOR DO CURSO

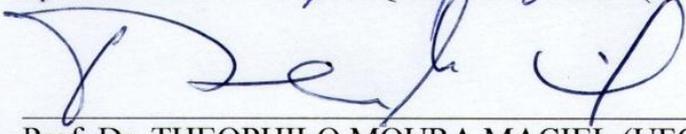
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE)



Prof. Dr. CEZAR HENRIQUE GONZALEZ (UFPE)



Prof. Dr. THEOPHILO MOURA MACIEL (UFCG)

Quem nos separará do amor de Cristo? Será tribulação, ou angústia, ou perseguição, ou fome, ou nudez, ou perigo, ou espada?

Como está escrito: Por amor de ti, somos entregues à morte o dia todo, fomos considerados como ovelhas para o matadouro.

Em todas estas coisas, porém, somos mais que vencedores, por meio daquele que nos amou.

Porque eu estou bem certo de que nem a morte, nem a vida, nem os anjos, nem os principados, nem as coisas do presente, nem do porvir, nem os poderes, nem a altura, nem a profundidade, nem qualquer outra criatura poderá separar-nos do amor de Deus, que está em Cristo Jesus, nosso Senhor.

Agradecimentos

A Deus pela força, pela paz de espírito e pela calma concedida a mim diariamente. Fatores estes que foram vitais para conclusão desta dissertação e para o andamento da mesma por todo o período de minha pós-graduação.

Ao Professor Ricardo Sanguinetti pelo apoio nos momentos mais difíceis, por acreditar na minha dedicação, no meu trabalho e pela liberdade dada a mim para condução dos experimentos que foram essenciais para o meu amadurecimento, para visão crítica do que é ciência, e minha formação em pesquisa. Somados a isto tudo a amizade e o apoio irrestrito em todas as etapas da construção da dissertação.

Aos meus pais pelo incentivo, carinho e amor que me proporcionaram força para batalhar por um futuro melhor.

Ao meu irmão, Tarcisio José, pelas dicas de informática, manutenção do meu computador e pelos incentivos motivadores durante a fase escrita da dissertação.

À Minha namorada, Maria Conceição, por todo seu amor, carinho e ajuda que com certeza modificaram para melhor esta dissertação e pelo apoio e motivação ao caminho da ciência com ética e seriedade.

Aos meus amigos Daniel Ferreira e Fanavida Almeida pelo apoio durante todo o período de minha dissertação e pela amizade sempre motivadora.

Ao amigo Otávio Henrique por seus incentivos, amizade, ajuda e pela conversas sobre os experimentos, ajudando sempre com uma visão crítica e de melhoria. Aos amigos Tiago Antonino e Rodrigo Lins que ajudaram com discussões sobre os temas propostos na dissertação, pelos momentos de divertimento em meio a tanta seriedade das revisões bibliográficas e pela amizade construída ao longo de muitas tardes de usinagens sem-fim.

Aos amigos Danilo Maranhão, Pietro Paolo, Flavia Brasileiro, Luiz Carlos, Max Quirino e Juliana Yanaguizawa pelos incentivos durante tanto tempo. Lembranças de todos guardo em meu coração.

Ao Professor Tiago Rolim gratidão por sua ajuda em inúmeros momentos na fabricação de meus corpos de prova.

Ao Técnico José Orlando, pelo incentivo e por me ensinar os processos de usinagem tão vitais para fabricação dos corpos de prova durante a dissertação.

Aos Técnicos Janaina e Ivaldo pelas dicas no microscópio óptico e por algumas medidas realizadas.

Ao Técnico Diniz pela ajuda nos ensaios de tração e pela disponibilidade de ajuda constante.

A CAPES pela bolsa concedida durante 24 meses.

Resumo

Com a finalidade de melhorar as propriedades mecânicas do aço API 5L X70 foram propostas 11 rotas termomecânicas a fim de produzir microconstituintes aciculares capazes de melhorar significativamente propriedades de resistência a tração e tenacidade. As amostras retiradas de um tubo API 5L X70, para todas as 11 rotas termomecânicas, foram submetidas a um aquecimento a 950°C, para total austenitização, passando um período de 15 minutos dentro de um forno tipo mufla. Logo após a austenitização as amostras foram submetidas as seguintes rotas: 1. Resfriadas em água; laminadas e resfriadas em água; 3. Tratamentos isotérmicos a temperaturas de 450, 500 e 550°C por 30 minutos; 4. Laminadas e tratadas isotermicamente a 450, 500 e 550°C por 15 segundos e 30 minutos. Amostras provenientes dos experimentos realizados foram preparadas por metalografia para caracterização por microscopia óptica com luz polarizada. A microscopia óptica com luz polarizada revelou a presença de ferrita poligonal, todavia em algumas amostras foram observadas microconstituintes de difícil identificação que poderiam ser ferrita granular ou acicular. Em seguida as amostras que apresentaram microconstituintes semelhantes à ferrita acicular e melhores propriedades mecânicas foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura para constatação das fases resultantes do tratamento térmico. O MEV possibilitou a constatação da fase acicular em pequenas quantidades em duas rotas. Amostras submetidas às rotas que usaram laminação e resfriamento em água, e apenas o banho isotérmico a temperatura de 450°C evidenciaram grandes quantidades de ferrita granular, mas com morfologias distintas. Ferrita poligonal, alguns sítios de austenita retidas e possíveis constituintes M/A também foram observados. Ensaio de tração mostraram valores inferiores de limite de escoamento em relação ao material na condição como recebido, porém apenas as amostras que foram aquecidas, laminadas e resfriadas em água conseguiram superar os valores obtidos dos corpos de prova ensaiados na condição inicial (como recebido). Para esta condição (laminada e resfriada) houve um aumento de limite de resistência de 19,41%, o valor atingindo foi de 683,46 MPa. As amostras submetidas às rotas com ou sem laminação, mas que passaram obrigatoriamente por tratamentos isotérmicos (450, 500 e 550°C) não conseguiram melhorar as propriedades mecânicas de tração (limite de escoamento e limite de resistência), contudo chegou-se a atingir valores acima de 42% de alongamento. Com os resultados dos ensaios de tração foram observadas regiões de limite de escoamento descontínuo. A partir destes dados houve uma correlação entre a microestrutura formada e coeficiente de encruamento, podendo ser o coeficiente de encruamento um parâmetro de previsão microestrutural. Fatores relativos à obtenção/formação das microestruturas relevantes foram discutidos.

Palavras chaves: Ferrita granular, Rotas Térmicas, Análise Microestrutural, Ensaio de Tração e Microscopia Eletrônica de Varredura.

Abstract

Aiming to improve the mechanical properties of steel API 5L X70 11 routes have been proposed to produce thermomechanical microconstituents acicular able to significantly improve properties of tensile strength and toughness. Samples taken from a pipe API 5L X70, for all 11 routes thermomechanical, were subjected to heating at 950 ° C for austenitizing total, from a period of 15 minutes in a muffle type furnace. Soon after the austenitizing the samples were submitted the following routes: 1. Cooled in water, rolled and cooled in water, 3. Isothermal treatments at temperatures of 450, 500 and 550 ° C for 30 minutes, 4. Rolled and isothermally treated at 450, 500 and 550 ° C for 15 seconds and 30 minutes. Samples from experiments performed by metallography were prepared for characterization by optical microscopy with polarized light. Optical microscopy with polarized light revealed the presence of polygonal ferrite, however in some samples was observed microconstituents difficult to identify who might be granular or acicular ferrite. Then the samples were similar to microconstituents acicular ferrite and better mechanical properties were analyzed by scanning electron microscopy for observation of the phases resulting from heat treatment. The SEM allowed the observation of the acicular phase in small amounts in two routes. Samples submitted to the routes they used in rolling and cooling water, and only the isothermal bath at 450 ° C showed large amounts of granular ferrite, but with different morphologies. Polygonal ferrite, retained austenite, some sites and possible constituents M / A were also observed. Tensile tests showed lower values of yield stress for the material in as received condition, but only the samples that were heated, rolled and cooled in water overcame the values of the specimens tested in the initial condition (as received). For this condition (rolled and cold) there was an increase of tensile strength of 19.41%, the value achieved was 683.46 MPa. The samples submitted routes with or without lamination, but now mandatory for heat treatments (450, 500 and 550 ° C) failed to improve the tensile mechanical properties (yield strength and tensile strength), but came to reach values above 42% elongation. With the results of tensile tests were observed regions of discontinuous yield strength. From these data there was a correlation between the microstructure formed and strain hardening coefficient, the coefficient can be hardening parameter a microstructural prediction. Factors relating to the acquisition and training of relevant microstructures were discussed.

Keywords: Granular Ferrite, Thermal Routes, Microstructural Analysis, Tensile Test and Scanning Electron Microscopy.

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 - Processos de fabricação X designações ASTM. Fonte: ASM (2002).....	2
Tabela 2.2 - Classificações ASTM e SAE para aços ARBL (HSLA). Segundo o Metallographer's Guide da ASM (2002).	3
Tabela 2.3 - Elementos e suas influências.....	13
Tabela 2.4 - Simbologia e nomenclatura de microconstituintes mais comuns nos ARBL (HSLA). Fonte: Krauss & Thompson (1995).	20
Tabela 3.1 - Composição Química do aço API 5LX70 em porcentagem de massa (elementar) utilizada no tubo conforme o fabricante USIMINAS. 30	
Tabela 3.2 - Rotas térmicas dos tratamentos usados nos experimentos.	33
Tabela 4.1 - Resultados das propriedades mecânicas obtidas através do ensaio de tração. CR = Material como recebido.....	54
Tabela 4.2 - Rotas e seus respectivos coeficientes de encruamento, limite de resistência, alongamento e fases constituintes das rotas. Onde: FG(QA)= ferrita granular com quantidade alta de grânulos. FG(QP) = Ferrita granular com quantidade pequena de grânulos. FA = Ferrita Acicular. FP = Ferrita Poligonal.....	62

Lista de Figuras

Figura 2.1 - Evolução da produção de petróleo. Fonte: Anuário ANP (2009).	4
Figura 2.2 - Quantidade e extensão de dutos em operação no Brasil, segundo produtos movimentados, em 31/12/2009. Fonte Anuário ANP (2009).	4
Figura 2.3 - Evolução dos tubos Tenaris Confab. Fonte: Tenaris Confab (2007).	5
Figura 2.4 - Evolução dos tubos API, suas composições químicas e tratamentos termomecânicos. Hot rolled and normalized (laminação a quente mais normalização). TM-treatment (tratamento termomecânico). TM + Acc.cooling (tratamento termomecânico seguido de resfriamento acelerado. Fonte: Kalwa <i>et al</i> (2002).	6
Figura 2.5 - Microestruturas típicas dos graus X60, X70 e X80. Fonte Kalwa <i>et al</i> (2002).	6
Figura 2.6 - (A) Laminadores de escala industrial. (B) Resfriamento acelerado das chapas oriundas dos processos de laminação. Fonte: http://hatfield-memorial-lecture.group.shef.ac.uk/Downloads/Sellarsslides.pdf	7
Figura 2.7 - Laminação controlada versus alterações microestrutural. Fonte: Tanaka (1995).	8
Figura 2.8 - Efeito da laminação no tamanho e forma do grão. Fonte: Silva & Mei (2006).	9
Figura 2.9 - Efeito da laminação e temperatura no tamanho do grão austenítico durante a fase de recristalização de aços carbono e de aços carbono com adição de nióbio. Fonte: Bhadeshia & Honeycombe (2003).	9
Figura 2.10 - Grau de deformação versus o tamanho médio dos grãos (fase ferrita) obtidos para um aço ARBL. Fonte: Abdollah & Eghbali (2007).	10
Figura 2.11 - Tamanho de grão e fração volumétrica versus deformação. Fonte: Abdollah & Eghbali (2007).	11
Figura 2.12 - Propriedades mecânicas versus tamanho de grão. Fonte: Llewellyn & Hudd (1998).	12
Figura 2.13 - (A) Influencia dos elementos de liga na tensões elástica e de ruptura. (B) Efeito dos elementos na energia de impacto. Fonte: Kneissl & Baldinger (1993).	14
Figura 2.14 - (A) Precipitados finos nas discordâncias. (B) imagem de campo escuro mostrando os finos precipitados. Fonte: Show <i>et al</i> (2010).	15
Figura 2.15 - Participação dos efeitos dos elementos de liga no aumento da resistência de um aço ARBL. Fonte: Show <i>et al</i> (2010).	16
Figura 2.16 - (A) Imagem de campo escuro mostrando os precipitados de cobre. (B) formato do precipitado de cobre. Fonte: Ghosh <i>et al</i> (2003).	16
Figura 2.17 - Diagrama CCT para um aço API X70 e suas diversas curvas de resfriamento e microestruturas formadas. Fonte: Spivakov <i>et al</i> (2010).	17
Figura 2.18 - Transformação da austenita em diversos microconstituintes e os mecanismos de formação.	18
Figura 2.19 - Aspectos da formação da bainita superior e inferior. Fonte: Bhadeshia (2001).	19

Figura 2.20 - (A) microscopia optica da ferrita poligonal formada num API X80 isotermicamente transformado Fonte: Kraus & Thompson (1995). (B) visualização da ferrita poligonal. Fonte: Xiao <i>et al</i> (2005).	21
Figura 2.21 - Ferrita de Widmanstätten. Fonte: Kraus & Thompson (1995).	22
Figura 2.22 - A) Temperatura de tratamento de 659°C. B) Temperatura de tratamento de 640°C. Fonte: Xiao <i>et al</i> (2005).	23
Figura 2.23 - Microscopia óptica de um aço API X70, com 0,05% de Carbono em massa. Fonte: Kim <i>et al</i> (2008).	24
Figura 2.24 - Mecanismo de formação da ferrita acicular proposto por Kim <i>et al</i> (2008). Fonte: Kim <i>et al</i> (2008).	25
Figura 2.25 - Ferrita Acicular. (A) A imagem de microscopia eletrônica de varredura (aumento de 5000 vezes). (B) imagem de microscopia eletrônica de transmissão. Fonte: Jun <i>et al</i> (2006).	25
Figura 2.26 – (A) Morfologia de um aço com 0,15%C. Fonte: Bhadeshia (2001). (B) Ferrita granulométrica em um aço que contém 0,07%C. Fonte: Hwang <i>et al</i> (2010).	26
Figura 2.27 - Microscopia eletrônica de varredura mostrando a existência de partículas paralelas. Fonte: Jun <i>et al</i> (2010).	27
Figura 2.28 - (A) Distribuição irregular das partículas de segunda fase. (B) as partículas estão mais organizadas e em maiores quantidades. Fonte: Qiao <i>et al</i> (2009).	27
Figura 2.29 - Formação da bainita granular com velocidades baixas.. Fonte: Qiao <i>et al</i> (2009).	28
Figura 2.30 - Mecanismo de formação da bainita granular com velocidades de resfriamento superiores ao primeiro mecanismo. Fonte: Qiao <i>et al</i> (2009).	29
Figura 3.1 - Figura 3.1- tubo API 5L X70 cedido pela Petrobras. 30	
Figura 3.2 - Serra usada para o corte de corpos de prova.	31
Figura 3.3 - Amostras oriundas dos cortes realizados nas chapas de aço API X70 na direção longitudinal.	31
Figura 3.4 - laminador utilizado nos experimentos.	32
Figura 3.5 - Amostras após o processo de fresamento e identificadas com numerações para cada experimento. A seleção foi feita mediante as medidas mais próximas e sendo separadas pro grupos.	32
Figura 3.6 - (A) saída das amostras do forno a 950°C. (B) mostra a entrada (seta na cor verde) da amostra aquecida no laminador bem como sua saída (seta em vermelho).	34
Figura 3.7 - Diagramação de algumas rotas termomecânicas utilizadas mostrando os setores de aquecimento, deformação, banhos de chumbo e resfriamento em água.	34
Figura 3.8 - Região pontilhada em vermelho, região esta que foram retiradas amostras para microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.	35
Figura 3.9 - Equipamento de microscopia eletrônica de varredura.	36
Figura 3.10 - Dimensões médias do corpo de prova usadas para os ensaios de tração.	36
Figura 3.11 - A) corpo de prova para o ensaio de tração extraído de alguma rota térmica. B) exibindo a região de estrangulamento do corpo de prova ensaiado.	37

Figura 4.1 - Microscopias ópticas com aumento de 1000 vezes. A) Rota 2. B) Rota 4.	39
Figura 4.2 - Microscopias ópticas com aumento de 1000 vezes. A) Rota 6. B) Rota 8.	40
Figura 4.3 - Microscopias ópticas com aumento de 1000 vezes. A) Rota 5. B) Rota 7.	41
Figura 4.4 - A) Rota 1 (aumento de 3500 vezes). B) Rota 1 (aumento de 7000 vezes).	43
Figura 4.5 - A) Rota 2 aumento de 3500 vezes. B) Rota 2 aumento de 10000 vezes.	44
Figura 4.6 - A) Rota 3 aumento de 3500 vezes. B) Rota 3 aumento de 10000 vezes.	46
Figura 4.7 - A) Rota 9 aumento de 3500 vezes. B) rota 9 aumento de 10000 vezes.	47
Figura 4.8 - A) Rota 10 aumento de 3500 vezes. B) Rota 10 aumento de 10000 vezes.	48
Figura 4.9 - A) Rota 11 aumento de 3500 vezes. B) Rota 11 aumento de 10000 vezes.	49
Figura 4.10 - Gráfico com o comportamento médio da amostra como recebido.	51
Figura 4.11 - Comportamento médio tensão versus alongamento. A) Rota 1. B) Rota 2. C) Rota 3. D) Rota 4.	53
Figura 4.12 - Comparativo entre as tensões elásticas e últimas de todas as rotas mais o material na condição de recebido.	55
Figura 4.13 - Evolução das rotas térmicas em relação a propriedade de alongamento. Em destaque a rota 3.	55
Figura 4.14 - A) limite de escoamento versus tratamento isotérmico. B) limite de resistencia versus tratamento isotérmico.	56
Figura 4.15 - comportamento do log da tensão verdadeira versus o log da deformação verdadeira. A) Rota 1. B) Rota 2. C) Rota 3. D) Rota 4. E) Rota 5. F) Rota 6. G) Rota 7. H) Rota 8. I) Rota 9. J) Rota 10. K) Rota 11.	62

Siglas

AISI = American Iron and Steel Institute
ANP = Agencia Nacional do Petróleo
API = American Petroleum Institute
ARBL = Alta Resistência e Baixa liga
ASM = American Society for Metals
ASTM = American Society for Testing and Materials
CCT = Continuous Cooling Transformation
CDRX = continuous dynamic recrystallization
CR = Como Recebido
HSLA = High Strength low alloy
ISIJ = Iron and Steel Institute Japan
ITT = Isothermal Time Transformation,
MET = Microscopia Eletronica de Transmissão
MEV = Microscopia Eletronica de Varredura
SAE = Society of Automotive Engineers
UOE = Processo de fabricação de tubos por conformação e soldagem
YS = Yield strength
 σ_E = Limite de Escoamento
 σ_U = Limite de Resistência

Sumário

1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1 Aços ARBL (<i>Alta Resistência e Baixa Liga</i>).....	2
2.2 Aços API 5L.....	4
2.3 <i>Tratamento Termomecânico com Resfriamento Acelerado</i>	6
2.3.1 <i>Recristalização</i>	8
2.3.2 <i>Refinamento de Grão</i>	10
2.4 <i>Elementos de Liga</i>	12
2.5 <i>Elementos de Liga e Propriedades Mecânicas</i>	13
2.6 <i>Transformações de Fases</i>	17
2.7 <i>Transformações Bainíticas</i>	18
2.8 <i>Classificação Microestrutural</i>	19
2.8.1 <i>Ferrita Poligonal</i>	20
2.8.2 <i>Ferrita de Widmanstätten</i>	21
2.8.3 <i>Ferrita Quase poligonal</i>	22
2.8.4 <i>Ferrita Bainítica</i>	23
2.8.5 <i>Ferrita Granular</i>	26
3. MATERIAIS E MÉTODOS	30
3.1 <i>Material do Tubo e Fabricação dos corpos de prova</i>	30
3.2 <i>Rotas Termomecânicas dos Experimentos</i>	33
3.3 <i>Preparações de amostras para microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.</i>	35
3.3.1 <i>Microscopia óptica</i>	35
3.3.2 <i>Microscopia eletrônica de varredura</i>	35
3.4 <i>Ensaio de Tração</i>	36
3.5 <i>Coefficiente de encruamento</i>	37
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	38
4.1 <i>Microscopia Óptica (Rotas com deformação no estágio intermediário)</i>	38
4.2 <i>Microscopia Óptica (Rotas sem deformação no estágio intermediário)</i>	40
4.3 <i>Microscopia Eletrônica de Varredura</i>	42
4.4 <i>Ensaio de Tração</i>	50
4.5 <i>Coefficiente de Encruamento</i>	59

5. CONCLUSÕES	64
6. TRABALHOS FUTUROS.....	65
7. TRABALHOS PUBLICADOS	66
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	67

1. INTRODUÇÃO

Um dos setores que mais exigiu o desenvolvimento da indústria do aço nas últimas décadas foi o setor petroquímico. As linhas de oleodutos e gasodutos têm crescido ano após ano, conforme ANP (2009). Devido o aumento da produção e da busca incessante por menores custos para o deslocamento dos fluidos na cadeia de petróleo, tubos com diâmetros maiores estão sendo utilizados. A fim de diminuir custos com transporte, montagem e insumos de soldagem é fundamental a produção de chapas de aço com propriedades mecânicas elevadas o que acarreta diretamente a fabricação de tubos com espessuras menores. Para equalizar estas necessidades a indústria siderúrgica precisa fornecer chapas para tubos com espessuras cada vez menores sem comprometer a resistência mecânica. O único modo de resolver este dilema seria a aumentar as propriedades mecânicas como: limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e tenacidade, Kalwa *et al* (2002) e Yan *et al* (2009). Melhorar estas propriedades em conjunto tem-se exigido cada vez mais das empresas produtoras de chapas, Usiminas e Europipe, por exemplo, não apenas entendimento de variáveis como composição química, deformação e velocidade de resfriamento, mas também de variáveis metalúrgicas como o tamanho e morfologia de grão, aumentando a compreensão científica daquilo que é realizado em laboratório e que possa ser aplicado em escala industrial. Os aços que reúnem as características de propriedades mecânicas citadas acima são os aços alta resistência e baixa liga que além do emprego recente do refino de grão, tem encontrado em elementos como cobre, nióbio, titânio e vanádio ótimas alternativas para o aumento de resistência mecânica através de precipitados finos como ϵ -Cu, carbonetos e carbonitretos de vanádio, nióbio e titânio além do endurecimento por precipitação sólida, Abdolah *et al* (2003). Em conjunto com a formação desses finos precipitados que funcionam como bloqueadores aos movimentos de discordância, os tratamentos termomecânicos com resfriamento controlado tem permitido a obtenção de microestruturas diferentes da convencional ferrita-perlita e propiciando a utilização de fases como ferrita bainítica, ferrita acicular, ferrita granular ou até mesmo uma mistura de fases, dessas microestruturas, Kim *et al* (2008). A ferrita granular e ferrita acicular apresentam-se como microconstituintes que tem uma excelente combinação de limites de escoamento e limite de resistência, tenacidade e soldabilidade o que permite a indústria encontrar nestas fases materiais que possam ser aplicados a condições mais severas de trabalho (pressão e velocidade) e ambientais (regiões árticas). A ferrita acicular e granular são formadas durante resfriamentos contínuos em aços que contenham baixo teor de carbono (0,10% em massa) e elementos de liga como (vanádio, nióbio e titânio) a partir de transformações de caráter cisalhante e difusional que ainda não tem seus mecanismos totalmente compreendidos, Bhadeshia *et al* (2001) e Kim *et al* (2008). O objetivo geral deste trabalho foi investigar a partir de 11 rotas termomecânicas a formação de microconstituintes ferríticos aciculares ou granulares em um aço API X-70 e caracterizar suas propriedades mecânicas visando à obtenção de um aço API X70 com propriedades mecânicas de uma classe superior API X 5L 80 ou API 5L X90.

2.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga)

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são empregados em indústrias petroquímicas, naval e até usinas nucleares conforme Gorni & Mei (2003) e tem como características principais: composição química, processamento metalúrgico e estrutura (micro e macro) segundo Silva & Mei (2006). Os aços de alta resistência e baixa liga, ARBL, possuem uma classificação muito imprecisa, devido atualmente a quantidade de aços e classificações comerciais surgirem a cada momento para determinadas aplicações e necessidades industriais, conforme Silva & Mei (2006). Algumas organizações tentam classificar o que seria um aço de baixa liga, ASM - American Society for Metals (2002). Nos tópicos abaixo encontra-se as classificações AISI e ASTM:

- AISI/SAE: A classificação baseia-se no principal elemento(s) de liga no aço. Estes elementos principais incluem carbono, manganês, silício, níquel, cromo, molibdênio e vanádio. Cada elemento, individualmente ou em combinação com outros elementos, confere certas propriedades e características para o aço. Aços baixa liga apresentam até 8% no total de elementos de liga.
- ASTM: Como ocorre com os aços carbono, ASTM também abrange muitas das ligas de aço com uma baixa quantidade de elementos de liga (cromo, molibdênio, manganês, silício e níquel). O sistema de classificação para aços baixa liga é bastante amplo. A norma ASTM exibe 13 classificações separadas para um aço com a seguinte composição: 2,25 %Cr - 1% Mo. A depender do processo de fabricação, haverá até 3 classificações para um único processo de fabricação, de acordo com a tabela 2.1 alguns dos processos de fabricação e suas respectivas designações ASTM para o aço com 2^{1/4} %Cr-1%Mo .

Tabela 2.1 - Processos de fabricação X designações ASTM. Fonte: ASM (2002).

Processo de fabricação	Designação ASTM
Forjamento	A 182, A 336 e A541
Chapas laminadas	A 387 e A 542
Fundição	A 217 e A352

Os aços que tenham alta resistência e baixa liga (ARBL) também possuem classificações, mas não existe nenhuma convergência do que seria um ARBL. Para um ARBL existem classificações AISI, SAE e ASTM, a seguir as principais diferenças.

- **AISI/SAE/ASTM:** os ARBL tem alta resistência e, em alguns casos, limite de escoamento acima de 1380 MPa, ou de 200 Kpsi. Apesar das tentativas realizadas por AISI, SAE e ASTM para classificar os aços ARBL, a análise metalográfica pode facilmente tornar confusa essas classificações. De acordo com a tabela 2.2 percebe-se que uma mesma composição SAE apresenta duas designações distintas. Uma tentativa é feita aqui para explicar os sistemas de classificação de base. Os ARBL são um grupo de aços de baixo e médio carbono (até 0,3% de Carbono), que geralmente utilizam pequenas quantidades de elementos de liga para atingir limites de escoamento mínimos de 345 MPa (50ksi) obtidos por processos que tem como base laminação a quente, laminação a frio, recozimento e resfriamento acelerado. Em alguns casos eles são chamados de aços microligados por causa das pequenas quantidades de vanádio, nióbio e/ou titânio que são adicionados para o refinamento de grãos e proporcionar a precipitação de carbonetos e carbonitretos de vanádio, nióbio e titânio que aumentam propriedades mecânicas. A classificação da ASTM toma por base a composição química, propriedades mecânicas e aplicação. Já a SAE leva em consideração para classificar um ARBL o carbono equivalente, a composição química e o grau de desoxidação do aço. O sistema AISI é semelhante ao SAE, apenas não considera o nível de carbono equivalente e engloba os aços de alta resistência e baixa liga bifásicos, aços esses que contém de 10 a 20% de martensita em sua estrutura.

Tabela 2.2 - Classificações ASTM e SAE para aços ARBL. Segundo o Metallographer's Guide da ASM (2002).

Designação ASTM	Tipo de Aço	Designação SAE	Elementos em massa (%)
A 242	Aço ARBL para aplicações Estruturais.	050XLK	0,23% C Max, 1,35% Mn Max, V
A 572	Aços ARBL para aplicações estruturais contendo nióbio e vanádio.	060XLK	0,26% C Max, 1,45% Mn Max, V
A 588	Aço ARBL para aplicações estruturais possuindo um limite de escoamento mínimo de 345 MPa.	070XLH	0,26% C Max, 1,65% Mn Max, V
A 871	Aço ARBL com resistência a corrosão atmosférica	080XLK	0,26% C Max, 1,65% Mn Max, V

2.2 Aços API 5L

Um dos principais setores de desenvolvimento da indústria de aços nas últimas décadas claramente é o setor petroquímico. As linhas de oleodutos e gasodutos têm crescido a cada ano devido o aumento do consumo de petróleo conforme ilustrado na figura 2.1, ANP (2009). O Brasil apresenta atualmente números impressionantes de extensão de dutos em operação o que o posiciona na 16ª colocação mundial em extensão de dutos. Segundo dados da agência nacional de petróleo (ANP) até 2015 a malha dutoviária será incrementada em cerca de 6000Km . A figura 2.2 mostra que a maior parte dos dutos em operações são para função transporte, cuja finalidade é o transporte de óleo e gás entre cidades. Isto se deve ao aumento da produção e os custos mais baixos para deslocamento de fluidos através de tubovias.

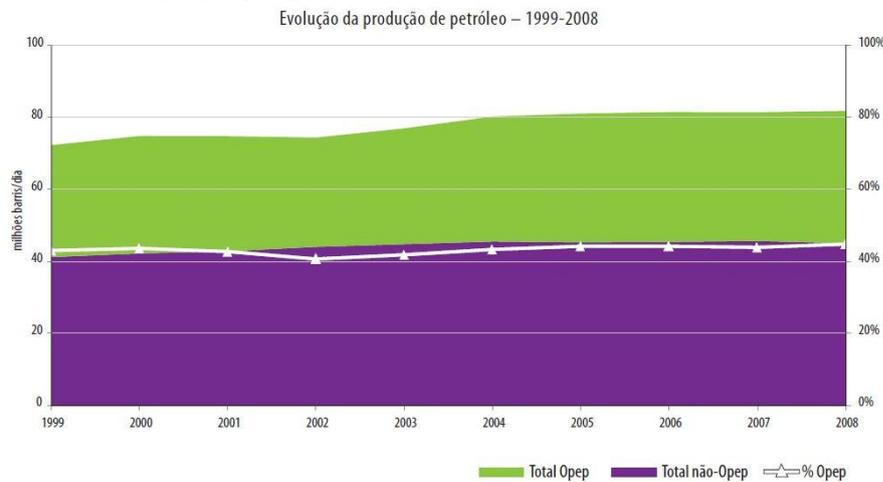


Figura 2.1 - Evolução da produção de petróleo. Fonte: Anuário ANP (2009).

Produtos movimentados	Dutos em operação		
	Função	Quantidade	Extensão (km)
Total		547	16.986
Derivados	Transferência	286	1.004
	Transporte	102	4.849
Gás natural	Transferência	59	2.235
	Transporte	31	6.838
Petróleo	Transferência	32	1.985
Outros ¹	Transferência	32	36
	Transporte	5	40

Figura 2.2 - Quantidade e extensão de dutos em operação no Brasil, segundo produtos movimentados, em 31/12/2009. Fonte Anuário ANP (2009).

Condições operacionais, como velocidades de escoamento e pressões de trabalho são cada vez maiores. Para equalizar as necessidades surgidas, a indústria

de processamento de aços precisa atualmente produzir tubos de diâmetros maiores com paredes menores (Schedule) bem como uma resistência mecânica que suportem condições de operações ainda maiores, Kalwa *et al* (2002). Para atender esse mercado petroquímico, tanto fabricantes nacionais (Tenaris Confab e Usiminas) como internacionais (Europipe line), figura 2.3, tem realizado esforços para adequar sua produção em relação às normas, que regem todo o setor de Petróleo e gás Natural, API (American Petroleum Institute).

DO X70 AO X100		
ANO	EVENTO	DIÂMETRO EXTERNO
1985	Fornecimento do X70 para All American Pipeline Co. (EUA)	30"
1989	Fornecimento do X70 para o Projeto Petronas Gas – PGU II (Malásia)	30"
1994	Fornecimento do X70 para o Projeto Petronas Gas – PGU III (Malásia)	36"
1998	Consolidação do X70 com o Gasbol	24" e 30"
1998	Início de testes com o X80	20"
2004	Primeira produção de Marine Drilling Risers com X80	21"
2007	Início de testes com o X100	48"
2008	Projeto piloto com o X80	34"

Figura 2.3 - Evolução dos tubos Tenaris Confab. Fonte: Tenaris Confab (2007).

No segmento de fabricação de tubos a norma a ser atendida é a API 5L, que classifica o aço quanto à composição química, limite mínimo de escoamento e tenacidade. O significado, por exemplo, da sigla API 5L X70 é a seguinte: API 5L é a norma designatória para os tubos utilizados para condução de petróleo e gás, o X/70 corresponde ao grau do tubo e respectivamente ao limite de escoamento mínimo que o mesmo deve atender, ao serem realizados ensaios de tração, que neste caso seria o valor de 70Kpsi ou aproximadamente 482 MPa (API 5L OCT, 2007). Os Aços microligados quase que em sua totalidade são usados para fabricação de chapas que dão origem aos tubos, isto devido às respostas em termos de propriedades mecânicas que os mesmos fornecem quando submetidos a processos mecânicos de deformação (laminação) seguidos de algum tratamento térmico como eram realizados até a década de sessenta na produção do API X60.

Com adição de novos elementos na composição química dos aços entre eles o vanádio, titânio e molibdênio e controles de temperaturas foi possível a utilização de tratamentos termomecânicos (seqüência de tratamentos térmicos e de deformações em rolos de laminação) seguidos de resfriamento acelerado o que conferia às chapas usadas para produção dos tubos uma granulometria fina, conforme proposto por Kalwa *et al* (2002), e por sua vez melhores propriedades mecânicas. A figura 2.4 mostra a evolução da composição química dos aços API, do X60 ao X100, e os tratamentos térmicos utilizados. Inicialmente, apenas com laminação a quente e normalização (X60) e recentemente (X80 e superiores) utilizando o tratamento termomecânico com resfriamento controlado. A figura 2.5 reporta aos tratamentos utilizados na fabricação das chapas de aços utilizadas para fabricação de tubos e as respectivas texturas finais após a finalização dos tratamentos térmicos e o tamanho

médio de grão indicado pela norma ASTM. Quanto maior o valor ASTM menor o valor médio dos grãos.

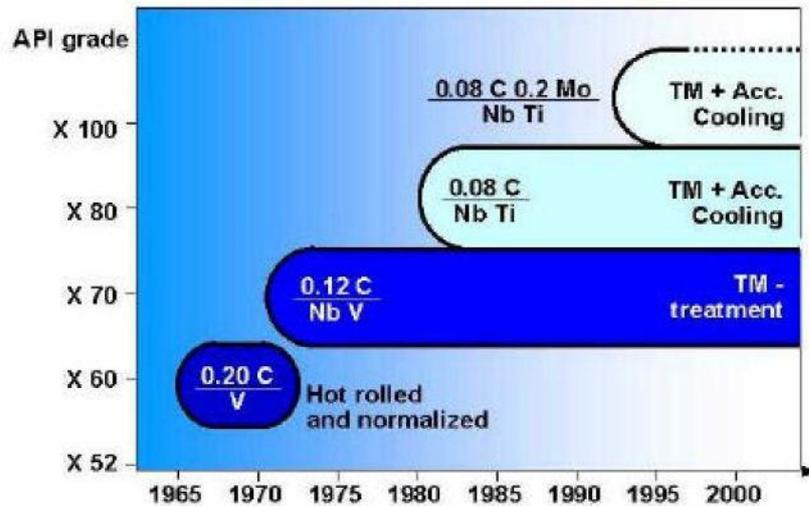


Figura 2.4 - Evolução dos tubos API, suas composições químicas e tratamentos termomecânicos. Hot rolled and normalized (laminação a quente mais normalização). TM-treatment (tratamento termomecânico). TM + Acc.cooling (tratamento termomecânico seguido de resfriamento acelerado). Fonte: Kalwa *et al* (2002).

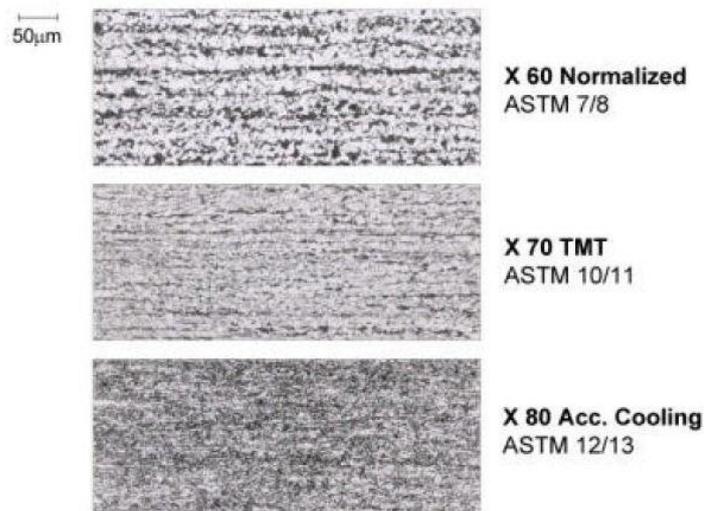


Figura 2.5 - Microestruturas típicas dos graus X60, X70 e X80. Fonte Kalwa *et al* (2002).

2.3 Tratamento Termomecânico com Resfriamento Acelerado

Os tratamentos termomecânicos com resfriamento controlado são processos que utilizam conformações plásticas (laminação ou forjamento, múltiplos passes) conjuntamente com temperaturas altas e baixas temperaturas para obtenção de propriedades mecânicas superiores àquelas obtidas com tratamentos mais comuns (normalização e tempera), segundo GHOSH *et al* (2003). Temperaturas elevadas

em torno de 1200°C são utilizadas para o processo de conformação a quente e temperaturas mais baixas para o controle do resfriamento e formações de fases durante o resfriamento, temperaturas da ordem de 400 a 650°C, conforme Silva & Mei (2006). A figura 2.6 apresenta tipos de laminadores empregados na fabricação de chapas e como é realizado o resfriamento controlado entre os passes de laminação. Jatos de água durante a passagem das chapas para o processo de laminação de acabamento são visualizados na figura 2.6 (B).

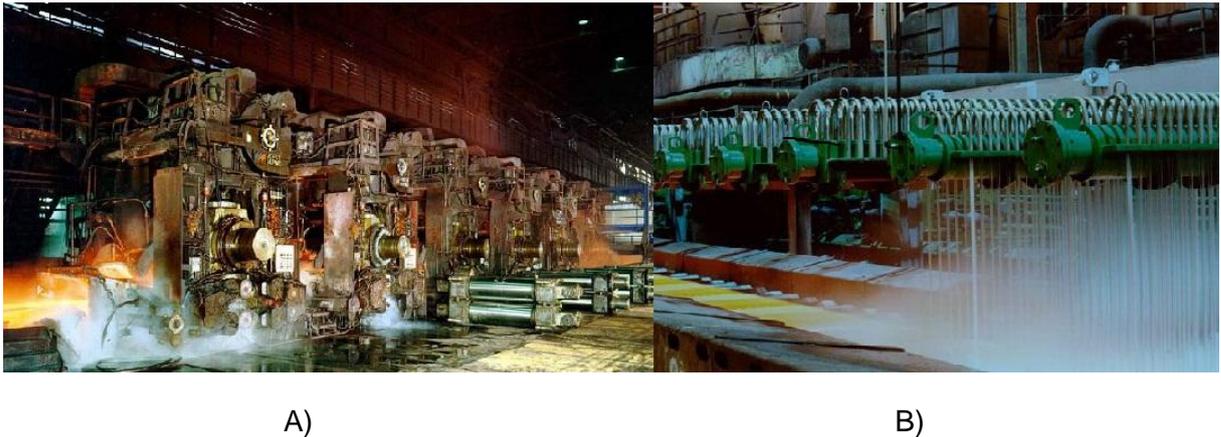


Figura 2.6 - (A) Laminadores de escala industrial. (B) resfriamento acelerado das chapas oriundas dos processos de laminação. Fonte: <http://hatfield-memorial-lecture.group.shef.ac.uk/Downloads/Sellarsslides.pdf>

Os processos termomecânicos têm seus desenvolvimentos diretamente ligados aos aços ARBL, e principalmente aos aços API 5L. O objetivo principal de um tratamento termomecânico é aliar o refinamento microestrutural (tamanho de grão) a um tipo de microestrutura que aumente o valor do limite de escoamento, de limite de resistência, tenacidade e dureza. Por isso ao longo das últimas décadas, estudos sobre rotas de tratamentos termomecânicos, fases obtidas, propriedades mecânicas e efeito dos elementos de liga tem elevado o número de publicações técnicas e científicas acerca do assunto, Kneissl & Baldinger (1993). O refinamento da microestrutura, a fase presente e o tamanho do grão, ocorre em três etapas distintas em um processo de conformação segundo Plaut *et al* (2008). A primeira etapa ocorre em altas temperaturas onde o fenômeno de recristalização é predominante e atua como refinador da fase austenita. Nessa etapa ocorre a diminuição dos grão austeníticos. A segunda etapa é uma região de temperaturas intermediárias, nesta etapa ocorre um baixo nível de recristalização, a fase austenita é deformada e encruada (acumulo de tensões mecânicas). Através do encruamento há a aparição de sítios de nucleação de ferrita. Na terceira etapa a temperatura do processo está abaixo da AR_3 (temperatura de existência das duas fases: Austenita (γ)-Ferrita (α)), e a ferrita sofre um processo de encruamento elevando sua resistência mecânica enquanto que a austenita continua a ser encruada formando

ainda mais sítios de nucleação de ferrita. A representação gráfica da ocorrência destas três etapas no processo termomecânico é mostrada na figura 2.7.

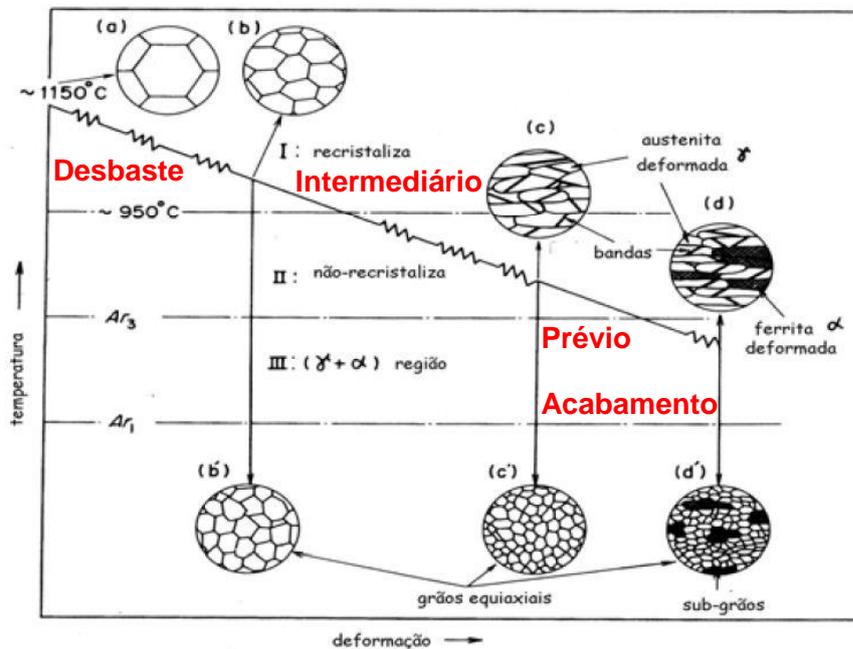


Figura 2.7 - Laminação controlada versus alterações microestrutural. Fonte: Tanaka (1995).

Essas três etapas são fundamentais tanto para o chamado design microestrutural como o processo de fabricação e suas divisões em relação as etapas de laminação. A primeira etapa é responsável pelo desbaste, ou seja, reduções de medidas de lingotes que acabaram de sair da aciaria e redução da microestrutura grosseira (austenita de tamanho grande). A segunda etapa que pode-se chamar intermediária e responsável pela formação de bandas, futuros núcleos, e transformações de fases já existentes em núcleos pré-estabelecidos da primeira etapa. Na terceira etapa obtém-se um prévio acabamento dimensional e por meio do resfriamento controlado uma transformação de fase completa finalizando o objetivo que é a adequação microestrutural a aplicação requerida.

2.3.1 Recristalização

O processo de recristalização em ligas metálicas é importante por duas razões, Doherty *et al* (1997). A primeira razão seria restaurar a ductilidade de materiais considerados duros. A segunda seria o controle da estrutura do grão visando o produto final a qual tem sido exaustivamente usada em processos de conformação plástica. Assim permite-se após cada deformação uma estrutura de grãos completamente nova em relação ao tamanho inicial, a uma nova forma de grão, orientação e textura. A figura 2.8 abaixo mostra o efeito da recristalização através

do processo de laminação e o produto que são grãos muito finos alterando significativamente as propriedades mecânicas.

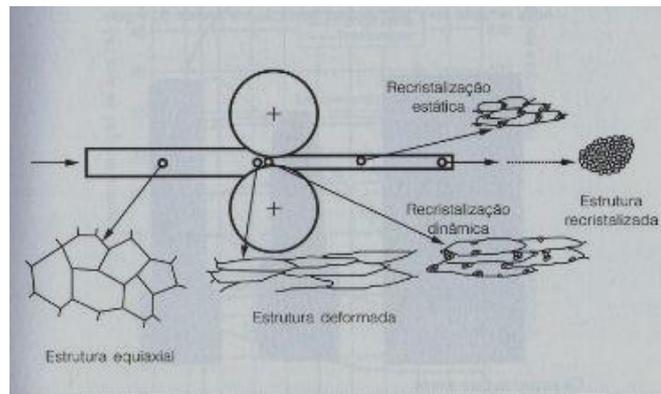


Figura 2.8 - Efeito da laminação no tamanho e forma do grão. Fonte: Silva & Mei (2006).

Ao analisar a figura 2.8 é perceptível que o material antes da laminação possui grãos que são chamados de equiaxiais (grãos com formas idênticas a polígonos regulares). Além disso, pode-se dizer que são grãos com altos ângulos de contorno. Outra análise é que o produto da laminação possui uma microestrutura com aspecto de grãos finos. Essa nucleação de novos grãos ocorrerá apenas se uma energia mínima, oriunda da deformação for atingida, conforme Doherty *et al* (1997). A figura 2.9 apresenta uma visualização gráfica da influência da deformação e da temperatura no tamanho de grão austenítico para aços carbono comuns e aço carbono com adições de nióbio. Temperaturas mais baixas para uma deformação fixa produzem grãos menores, portanto as temperaturas de laminação principalmente na região 1, conforme o gráfico 2.7, não podem ser escolhidas aleatoriamente, pois afetaria diretamente o crescimento do tamanho de grão austenítico.

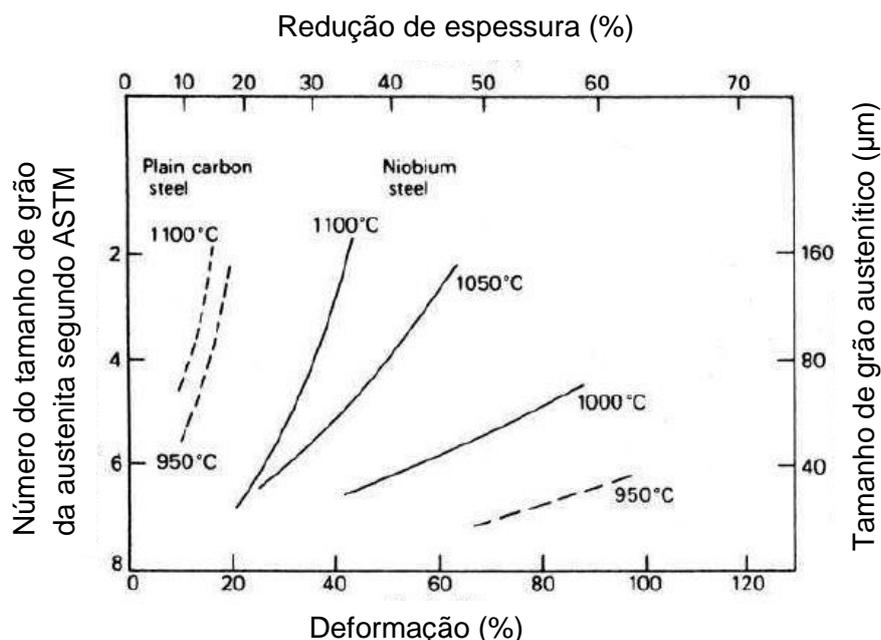


Figura 2.9 - Efeito da redução de espessura na laminação e temperatura no tamanho do grão austenítico durante a fase de recristalização de aços carbono e de aços carbono com adição de nióbio. Fonte: Bhadeshia & Honeycombe (2003).

2.3.2 Refinamento de Grão

O processo de refino de grãos possui um papel fundamental para que os aços de maneira em geral tenham suas propriedades mecânicas melhoradas. Atualmente os ARBL possuem um promissor caminho para o aumento da resistência em relação aos esforços mecânicos (limite de escoamento e tenacidade) que seria a obtenção da Ferrita Ultra Fina cujo tamanho de grão médio é $3\mu\text{m}$, adicionalmente as melhorias já encontradas para os tratamentos termomecânicos referentes ao controle de temperaturas, Abdollah & Eghbali (2007). A ferrita ultrafina é obtida mediante deformação na temperatura onde coexistem as fases ferrita e austenita, com efeito da deformação conjuntamente nesta faixa de temperatura é produzido o fenômeno de recristalização dinâmica paralelamente. Recentemente algumas investigações reconheceram outro tipo de fenômeno o qual foi nomeado de recristalização dinâmica contínua em que as orientações cristalográficas aumentam de forma contínua sobre os subgrãos durante a deformação, transformando a forma de subcontornos para grãos de contornos de alto ângulo. A figura 2.10 mostra o efeito da deformação no tamanho do grão, partindo de uma estrutura inicial, ou seja, deformação zero e tamanho de grão $15\mu\text{m}$ até chegar a estrutura ultrafina que mostrou grãos médios de $2\mu\text{m}$.

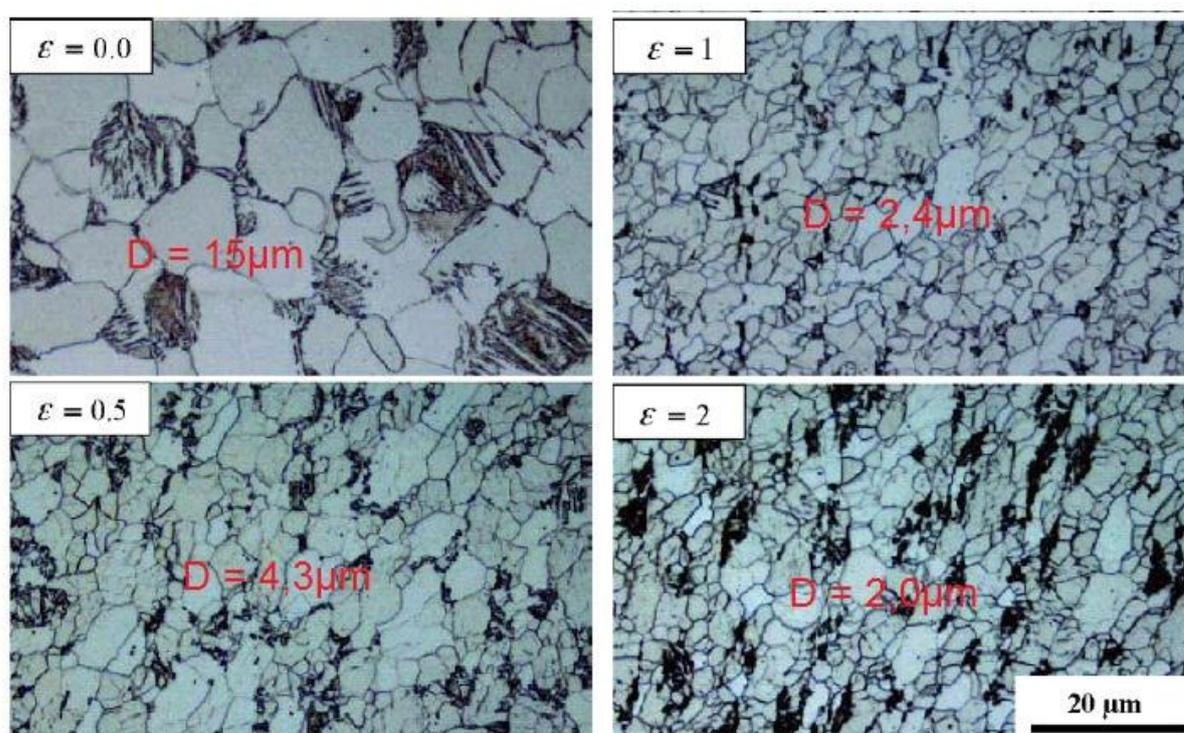


Figura 2.10 - Grau de deformação versus o tamanho médio dos grãos (fase ferrita) obtidos para um aço ARBL. Fonte: Abdollah & Eghbali (2007).

Essa estrutura ferrítica ultrafina pode ser conseguida graças à diferença de características mecânicas de cada fase no processo de deformação na região onde coexistem as fases ferrita e austenita, sendo a concentração de deformação mais

concentrada na ferrita por ser esta mais macia. Devido a essa maciez a ferrita deforma-se mais, aumentando com isso o número de sítios nucleados que vão originar novos grãos, que devido ao formato poligonal e as dimensões médias semelhantes são chamados de equiaxiais. A figura 2.11 revela a evolução do tamanho médio do grão ferrítico e o percentual em fração volumétrica da ferrita equiaxial ambos em relação à deformação, ou seja, aumentando os valores de deformação, maiores serão as frações volumétricas da ferrita equiaxial em contrapartida menor será o tamanho médio de grão ao final do processo.

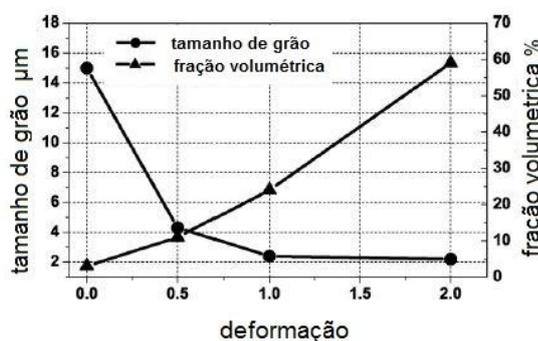


Figura 2.11 - Tamanho de grão e fração volumétrica versus deformação. Fonte: Abdollah & Eghbali (2007).

Em termos de propriedades mecânicas quanto menor o tamanho médio dos grãos maior o limite de escoamento e maior tenacidade do material. A equação que correlaciona o limite de escoamento e o tamanho de grão é lei de Hall Petch, equação 2.1 que correlaciona matematicamente tamanhos médios de grãos ao limite de escoamento. Em relação à energia de impacto absorvida, por meio do qual é avaliada a tenacidade, um aglomerado de grãos mais finos ajuda a formar uma rede de absorção de energia. Atualmente a microestrutura mais mencionada em artigos científicos em relação a capacidade de absorção de energia chama-se ferrita granular ou bainita granular.

$$\sigma_e = \sigma_0 + d^{-1/2} \quad 2.1$$

Onde:

σ_e = limite de escoamento

σ_0 = tensão mínima para movimentação das discordâncias

d = tamanho médio de grãos

A figura 2.12 mostra a relação linear do limite de escoamento (YS) e o inverso da raiz quadrada do tamanho médio de grão. Quanto menor o tamanho médio dos grãos maior o valor do inverso da raiz quadrada do tamanho médio de grão maior o módulo do limite de escoamento atingindo para determinado tamanho médio de grão.

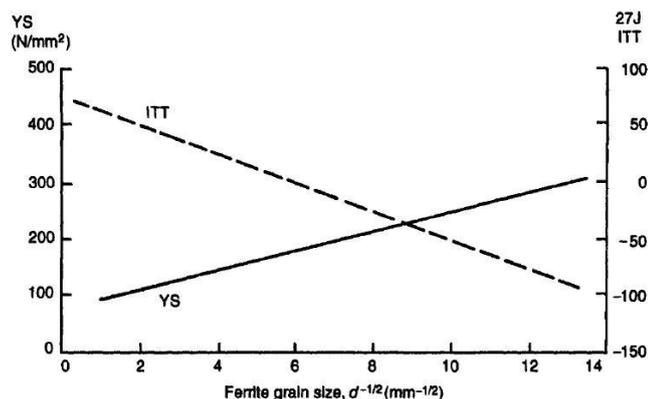


Figura 2.12 - Propriedades mecânicas versus tamanho de grão. Fonte: Llewellyn & Hudd (1998).

A região plástica também pode ser equacionada através da equação 2.2, onde a tensão verdadeira está correlacionada com o alongamento verdadeiro através equação do tipo exponencial. O coeficiente de encruamento (N) pode ser correlacionado com a microestrutura obtida através de tratamento térmicos em aços baixo carbono e microligados, que apresentam em suas microestruturas as seguintes fases: ferrita acicular, ferrita bainítica, ferrita granular e ferrita poligonal, conforme proposto por Yan *et al* (2009) e Movahed *et al* (2009). Novos estudos indicam uma tentativa de correlacionar o coeficiente de encruamento e propriedades mecânicas com o limite de escoamento descontínuo.

$$\sigma_v = K \cdot \varepsilon_v^N \quad 2.2$$

Onde:

σ_v = Tensão verdadeira

K = Constante do material

ε_v = Alongamento verdadeiro

N = coeficiente de encruamento

2.4 Elementos de Liga

Os elementos de liga têm grande importância para alterações microestruturais e taxas (velocidades) com que as fases se formam. Nos aços ARBL (HSLA) os elementos de liga tem uma importância fundamental nas propriedades mecânicas, soldabilidade e em mecanismos de aumento de resistência como: tamanho de grão, formação de precipitados finos e soluções sólidas. Elementos como vanádio, nióbio, manganês, titânio, níquel e cobre são primordiais e de uma forma inicial contribuem para estabilização da austenita ou ferrita, fazendo com que haja aumento ou diminuição da temperatura $\gamma \rightarrow \alpha$. Elementos que restringem a formação da austenita, também chamados de alfacenos, são: silício, alumínio, berílio, fósforo e os elementos chamados de formadores de carbeto: titânio, vanádio e molibdênio.

Quando o aço é resfriado lentamente os elementos de liga podem ser dissolvidos na ferrita, formar carbonitretos e inclusões não metálicas. De acordo com a tabela 2.3 tem-se uma tendência qualitativa entre a distribuição dos elementos e o que eles podem vir a formar, Silva & Mei (2006).

Tabela 2.3 - Elementos e suas influencias

Elemento de liga	Dissolvido na ferrita	Inclusões não metálicas (Formação)	Inclusões metálicas
Ni	Fortemente	_____	_____
Cu	Fortemente	_____	_____
Mn	Fortemente	Fraca	MnS, MnO
Mo	Moderado	Moderado	_____
V	Fraca	Moderado	V_xO_y , V_xN_y
Ti	Fraca	Moderado	Ti_xO_y , Ti_xN_y
Nb	Fraca	Fortemente	Nb_xO_y , NbN_y

Os elementos de liga influenciam também na formação, nucleação, e o crescimento da ferrita, isto válido para os elementos dissolvidos na austenita. Para nucleação da ferrita os elementos que podem atrasar a sua formação são todos aqueles que formam precipitados finos de fórmula $M_xC_yN_z$ (nitretos, carbonetos e carbonitretos de um metal M) os quais envolveria o grão austenítico fazendo com que houvesse um impedimento na transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Para o crescimento da ferrita existem diversas hipóteses entre elas: partição, segregação e precipitação, Silva & Mei (2006). Nenhuma dessas hipóteses ocorre isoladamente, mas interagem entre si. A partição é um fenômeno que ocorre onde os elementos estabilizadores da austenita quando não particionados na interface γ/α permitem que o crescimento da ferrita seja controlado pela difusão do carbono, a qual ocorre lentamente. A segregação trabalha por meio de átomos substitucionais na interface γ/α atrasando a transformação de átomos substitucionais. A precipitação seria a formação de carbonetos de molibdênio na interface γ/α .

2.5 Elementos de Liga e Propriedades Mecânicas

Um aço ARBL chega a ter na sua composição química em média de seis a sete elementos de liga, elementos esses que por muitas vezes tem um percentual em massa abaixo de 0,01%. Apesar das baixas concentrações, a influência dos

elementos pode ser muito vantajosa quando associada com o tratamento termomecânico. Quando o elemento não tem implicações diretas no aumento de resistência ele é usado para controle do crescimento de grão. Neste caso tem-se o titânio como um dos principais exemplos. Kneissl & Baldinger (1993) estudaram quatro tipos de aços ARBL que apenas diferiam em suas composições químicas pela presença de vanádio (aços A), nióbio mais vanádio (aço B), vanádio mais titânio (aço C) e vanádio mais titânio mais nióbio (Aço D) mostraram a influencia desses elementos nas propriedades mecânicas (limite de escoamento, tensão de ruptura e tenacidade). Conforme ilustrado na figura 2.13 onde os efeitos dos elementos nas propriedades mecânicas são exibidos através de dois gráficos correlacionando tensão, elementos de liga e energia de impacto com a presença dos elementos de liga.

De acordo com a figura 2.13 o elemento que mais contribui para o aumento do limite de escoamento e tensão de ruptura (limite de resistência) é o vanádio e o elemento que tem forte influência no limite de escoamento é o titânio, que pela análise gráfica influencia fortemente a queda do limite de escoamento, conforme a figura 2.13 (A). Geralmente, o titânio é adicionado para controlar o crescimento de grão austenítico. Em relação à energia de impacto o maior valor atingido foi para o aço que continha em sua composição vanádio e nióbio, figura 2.13 (B). Elementos de liga como nióbio, titânio e vanádio afetam diretamente as propriedades mecânicas quando inteiramente solubilizados na fase austenita, pois somente assim formarão carbonetos e carbonitretos que terão a função de bloquear os movimentos de discordâncias.

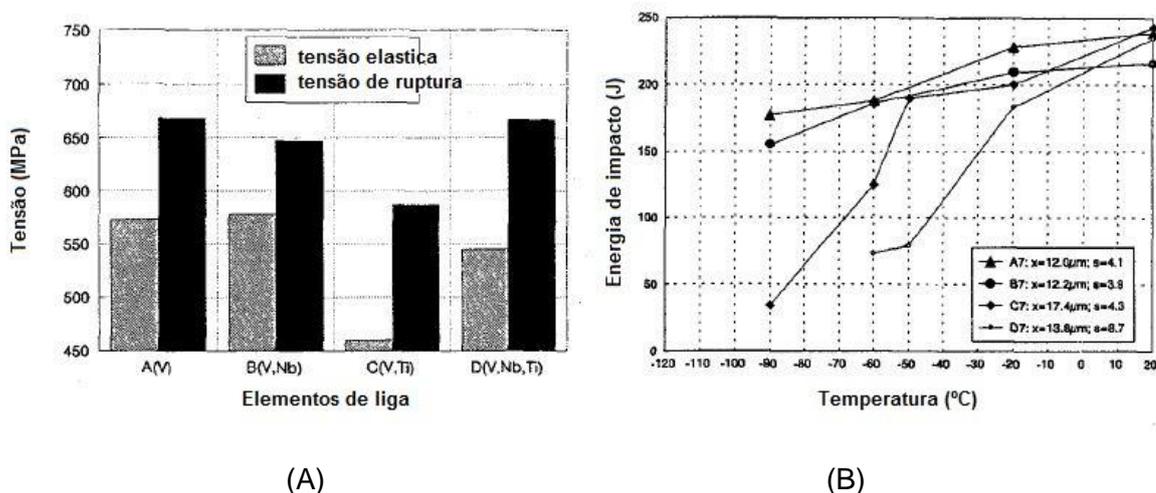


Figura 2.13 – (A) Influencia dos elementos de liga na tensões elástica e de ruptura. (B) Efeito dos elementos na energia de impacto. Fonte: Kneissl & Baldinger (1993).

As propriedades mecânicas quando alteradas pelos elementos de liga estão fortemente correlacionadas à microestrutura presente, tamanho de grão, e em relação aos aços ARBL ao tipo de fase formada. Elementos como vanádio, titânio e

nióbio formam finos precipitados que podem ser vistos apenas mediante o uso de microscopia eletrônica de transmissão. Uma das características desses precipitados é o efeito marcante da aleatoriedade. Pode-se observar a forma destes precipitados e sua aleatoriedade na figura 2.14. Em destaque presença de precipitados finos, que funcionam como bloqueadores de discordâncias, seta amarela, figura 2.14 (A). A figura 2.14 (B) imagem de campo escuro mostrando os finos precipitados e a distribuição aleatória dos mesmos, seta vermelha.

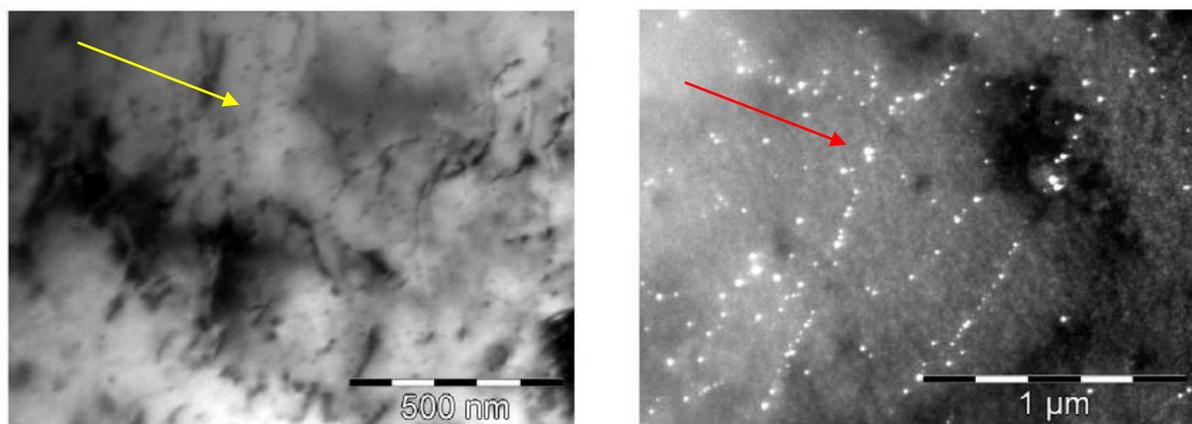


Figura 2.14 – (A) Precipitados finos nas discordâncias. (B) imagem de campo escuro mostrando os finos precipitados. Fonte: Show *et al* (2010).

Uma das formas de quantificar os efeitos do tamanho de grão e elementos químicos presentes é através da equação 2.3. A equação particiona as influências dos efeitos termomecânicos, e precipitados finos, segundo Show *et al* (2010). O valor do efeito associado às discordâncias é obtido através da subtração do valor obtido em um ensaio de tração e o valor do limite de escoamento calculado através da formula 2.3.

$$\sigma_y = 15,4.(3,5 + 2,1.\%Mn + 5,4.\%Si + 23.\%Nf + 1.13.d^{-1/2}) \quad 2.3$$

As incógnitas da equação 2.3 significam: σ_y representa o valor do limite de escoamento, %Mn, %Si e %N_f significam os percentuais em massa de manganês, silício e nitrogênio livres (free) na ferrita, d o tamanho do grão em mm. A partir da equação 2.3 pode-se dividir qualquer valor de limite de escoamento nas contribuições dos diferentes mecanismos existentes, como tamanho de grão e precipitados finos. A figura 2.15 exhibe graficamente através da utilização da equação 2.3 as contribuições de discordâncias mais precipitados finos e tamanho de grão para o limite de escoamento para um aço com a seguinte composição (0,08%C, 1,5%Mn, 0,75%Ni, 0,25%Si, 0,03%Nb, 0,09%V, 0,015%Ti), conforme a equação sugerida por Show *et al* (2010).

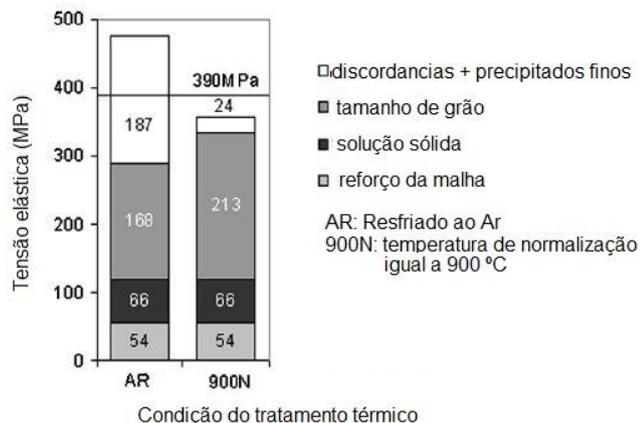


Figura 2.15 - Participação dos efeitos dos elementos de liga no aumento da resistência de um aço ARBL. Fonte: Show *et al* (2010).

O gráfico exibido na figura mostra a participação do tamanho de grão, solução sólida, discordâncias e precipitados finos, ou seja, pode-se a partir da equação 2.3 obter um gráfico de cada partição e sua contribuição no aumento do limite de escoamento e de resistência.

Outra alternativa para o aumento da resistência mecânica é através da precipitação de cobre, aços API 5L X80 e X100 foram desenvolvidos por meio de precipitação de cobre, além das propriedades mecânicas aumentadas a resistência a corrosão também foi elevada, Ghosh *et al* (2003). Além de formar precipitados de cobre que impedem a movimentação de discordâncias, dependendo da taxa de resfriamento e deformação empregados no tratamento termomecânico tem-se a formação da fase bainita granular que aumenta consideravelmente a resistência a tração do aço em questão. A figura 2.16 mostra esses finos precipitados de cobre em imagens de microscopia eletrônica de transmissão e a sua forma geométrica em escala nanométrica lembrando finos elipsóides destacada na figura 2.16 (B) por seta vermelha. Diferentemente da figura 2.14, o aumento para obtenção das imagens chega a escala nanométrica, conforme mostrado na figura 2.16 (A).

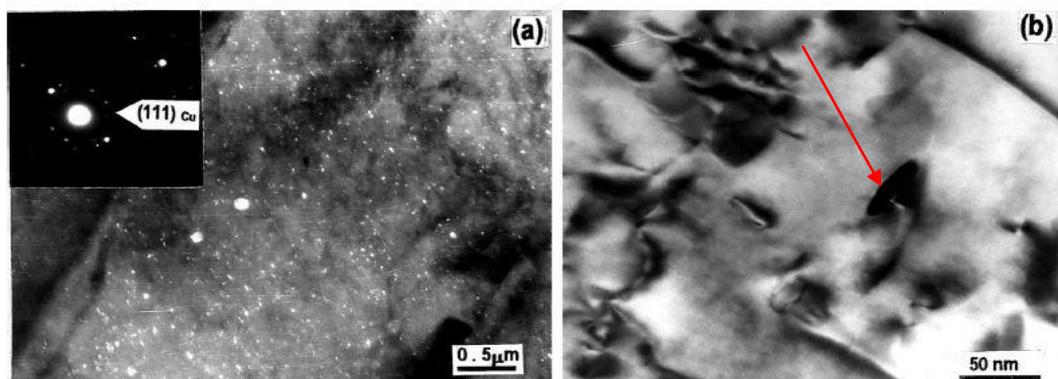


Figura 2.16 - (A) Imagem de campo escuro mostrando os precipitados de cobre. (B) formato do precipitado de cobre. Fonte: Ghosh *et al* (2003).

2.6 Transformações de Fases

Quando um aço é resfriado lentamente a partir da fase austenita apresentará obrigatoriamente, ferrita, perlita e cementita que poderão ser formados conjuntamente a depender da quantidade de carbono no aço. No caso dos aços hipoeutetoides, com menos de 0,77% de Carbono, tem-se a fase ferrita mais perlita, e no caso dos hipereutetoides tem-se a cementita mais perlita. Isto pode ser visualizado quando se analisa o diagrama ferro-carbono. Devido aos processos industriais resfriamentos rápidos são utilizados, surgindo então microconstituintes diferenciados em sua morfologia e características de propriedades mecânicas. Como o diagrama ferro-carbono apenas pode ser usado para resfriamentos lentos a previsão microestrutural dar-se-á por meio de diagramas TTT (tempo, temperatura e transformação isotérmica) e TRC (transformação por resfriamento contínuo) respectivamente. Na figura 2.17 abaixo tem-se um diagrama CCT para o aço API X70 e sua composição química.

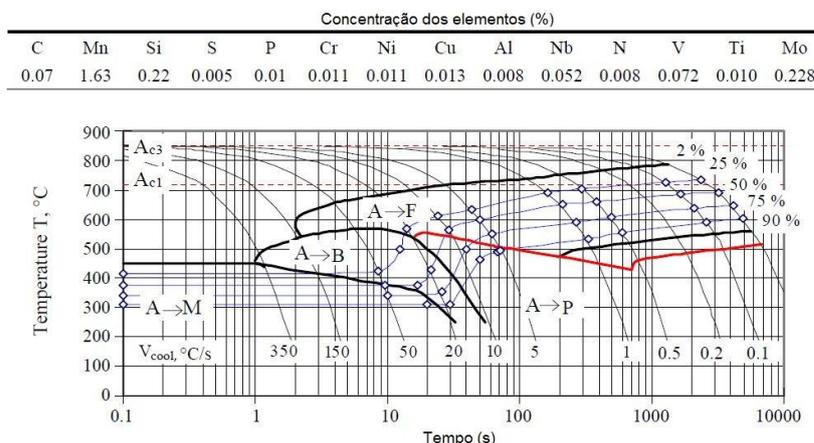


Figura 2.17 - Diagrama CCT para um aço API X70 e suas diversas curvas de resfriamento e microestruturas formadas. Fonte: Spivakov *et al* (2010).

A transformação da austenita em outros microconstituintes pode ocorrer por difusão e cisalhamento, ou simplesmente com a atuação conjunta dos dois mecanismos. De acordo com a figura 2.18 têm-se as possíveis microestruturas oriundas da austenita e seus mecanismos de formação. A formação da ferrita e perlita são processos de caráter meramente difusional, e ocorre em temperaturas elevadas. A Martensita é formada através do processo de distorção da rede cristalina, por isso as transformações de fase que envolve a formação da martensita acontecem através do processo de cisalhamento. Entretanto as microestruturas intermediárias como ferrita acicular e bainita possuem ainda processos de formação não compreendidos que envolvem cisalhamento e difusão.

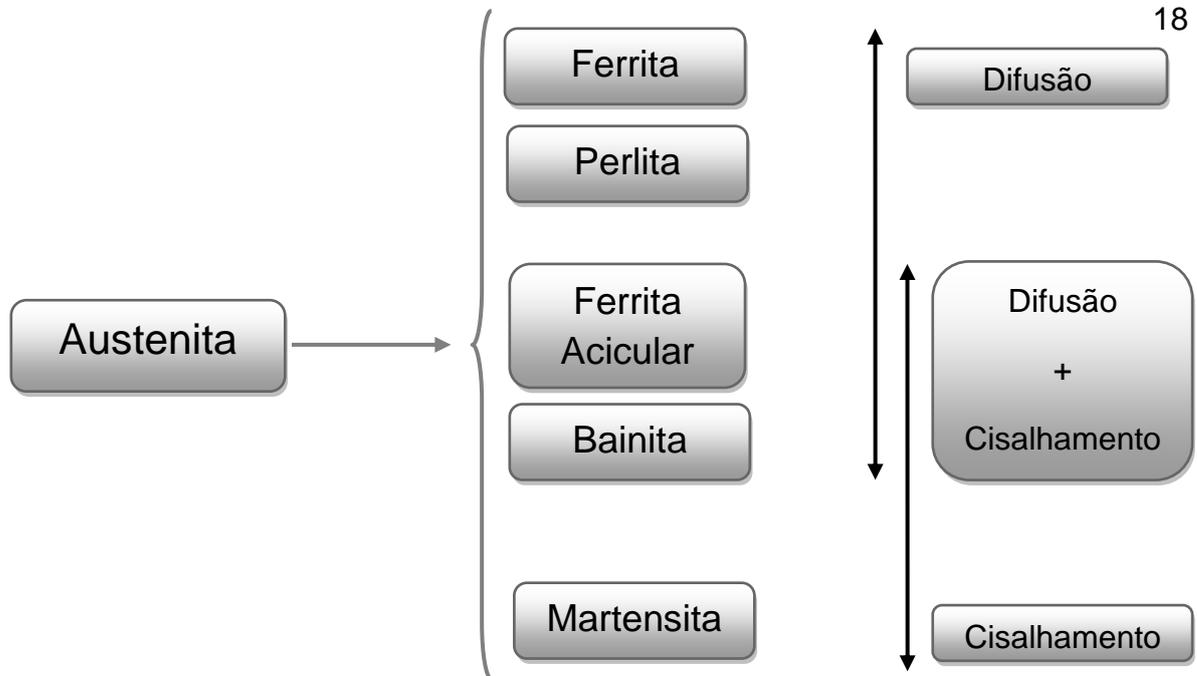


Figura 2.18 - Transformação da austenita em diversos microconstituintes e os mecanismos de formação.

Devido às velocidades de resfriamento empregadas em escala industrial se dará uma ênfase aos tipos de ferrita e bainita, que são as principais morfologias a serem alcançadas nas industriais de produção de chapas de aço devido as excelentes propriedades mecânicas que são conseguidas mediante tais microestruturas.

2.7 Transformações Bainíticas

As transformações martensíticas formam-se quando um aço carbono previamente austenitizado é resfriado bruscamente de modo que a decomposição da austenita ocorre abaixo da M_I (Início da transformação martensítica), enquanto a perlita se transforma a temperaturas relativamente altas, Rothery (1966). Quando a temperatura ocorre abaixo da transformação perlítica a decomposição da austenita começa a ficar mais rápida resultando numa fase chamada bainita. A característica dessa transformação é que a bainita foi uma austenita que se transformou numa mistura de ferrita e carboneto, em que a ferrita é semi-coerente com a matriz austenítica, ou seja, relação de crescimento entre a matriz e a nova fase é separada pela presença de discordâncias, conforme Rothery (1966).

A bainita é classificada como superior e inferior de acordo com a temperatura na qual é formada. A formação da bainita envolve a difusão e o cisalhamento. A bainita superior é formada por agulhas (plates) de ferrita que crescem em blocos, dentro de cada feixe as agulhas são paralelas e com a mesma orientação cristalográfica. A bainita inferior apresenta microestrutura semelhante, a diferença é que os carbonetos precipitam dentro das agulhas de ferrita. Para melhor entendimento a figura 2.19 a seguir propõe visualização destas características que acompanham a bainita superior e inferior. A bainita superior é formada através da

rejeição de carbono da ferrita que a envolve formando precipitação de carbonetos de ferro. Como as placas de ferritas vão surgindo ao mesmo tempo, existe uma orientação cristalográfica comum e preferencial. A bainita inferior por ser um tipo de bainita formada a taxas lentas de resfriamento e temperaturas inferiores a bainita superior e não sofre tanta influência do mecanismo de difusão, ou seja, parte do carbono que seria rejeitado, saindo das placas de ferrita, precipita dentro da própria ferrita formando linhas finas de carbonetos de ferro no interior da ferrita.

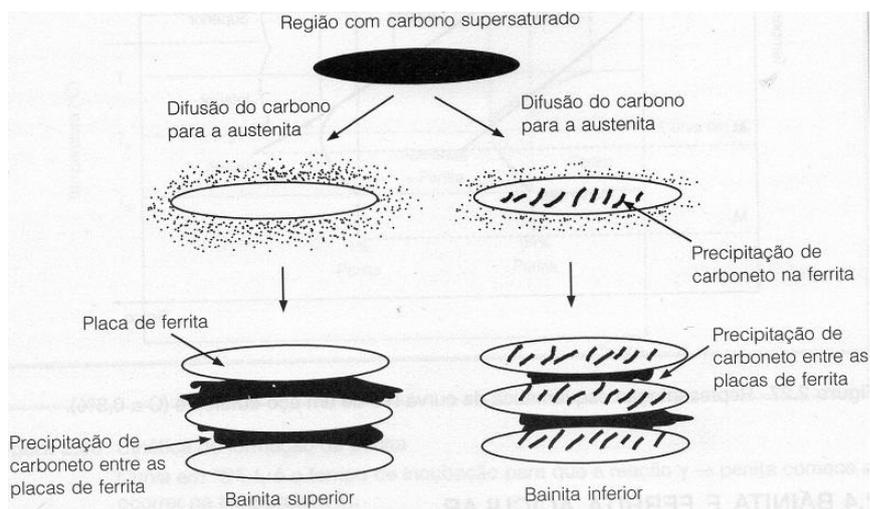


Figura 2.19 - Aspectos da formação da bainita superior e inferior. Fonte: Bhadeshia (2001).

2.8 Classificação Microestrutural

Devido a quantidade de artigos e grupos de trabalho espalhados pelo mundo, que trabalham no desenvolvimento de novos aços objetivando a caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas, passaram a existir diversas classificações microestruturais, mas que se tornam confusas pois existe distorção quando analisado os microconstituintes. A partir de um review realizado por Krauss & Thompson (1995) será adotado neste trabalho a nomenclatura idealizada pelo comitê de estruturas bainíticas do Instituto de ferro e aço japonês (ISIJ). Este comitê formado para fornecer nomenclatura e símbolos, fornece informações bastante relevantes acerca dos microconstituintes mais comuns que podem ser formados em aços ARBL. A tabela 2.4 exhibe os símbolos e a nomenclatura correspondente a classificação do ISIJ Committee.

Tabela 2.4 - Simbologia e nomenclatura de microconstituintes mais comuns nos ARBL (HSLA). Fonte: Krauss & Thompson (1995).

Símbolo	Nomenclatura
Componentes majoritários	
α_P	Ferrita Poligonal
α_Q	Ferrita Quasi-poligonal
α_W	Ferrita de Widmanstätten
α_B	Ferrita Granular ou Bainita Granular
α_B°	Ferrita Bainita
Componentes de segunda fase (minoritários)	
γ_R	Austenita Retida
M/A	Constituinte M/A
α_M	Martensita
θ	Cementita

De uma forma sistemática vê-se que os principais microconstituintes são: Ferrita Poligonal, Ferrita Quase-Poligonal, Ferrita de Widmanstätten, Ferrita Granular (também chamada de Bainita Granular) e Ferrita Bainítica (também chamada de Ferrita Acicular). Os microconstituintes principais que formam as fases secundárias são: Austenita Retida, constituinte Martensita/Austenita (também chamado de constituinte M/A) e Martensita. Devido aos esforços para o aumento de resistência mecânica através de refino de grão, elementos de liga e microestruturas têm levado a observação não apenas de um microconstituinte nos aços produzidos por laminação, mas a um verdadeiro mistura de microestruturas, por isso será dada uma ênfase aos microconstituintes principais e secundários apresentados acima, levando-se em conta características através da microscopia óptica, da eletrônica de varredura e de transmissão quando necessários a sua caracterização, o que permite não apenas decifrar quais as fases estão em questão, mas sua forma e morfologia.

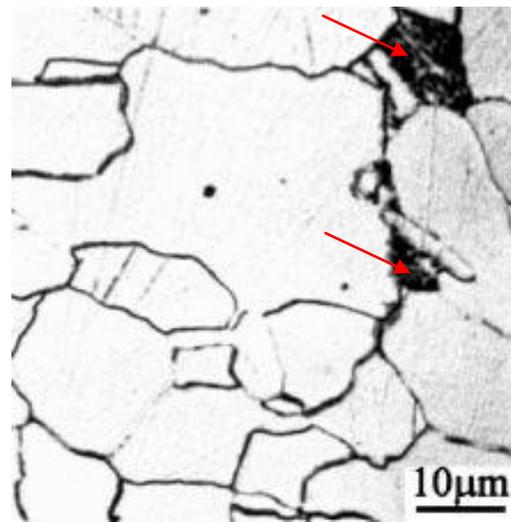
2.8.1 Ferrita Poligonal

A microestrutura ferrítica poligonal é formada em altas temperaturas e baixas taxas de resfriamento, é nucleada nos contornos de grão e o seu crescimento é entre os grãos equiaxiais preferencialmente. Também chamada por Kraus & Thompson, (1995) de Ferrita Equiaxial, essa ferrita tem como características principais a facilidade como é identificada por microscopia óptica. A figura 2.20 mostra dois exemplos de ferrita poligonal em aços com composições químicas diferentes e com resfriamentos realizados de maneiras diferentes. A figura 2.20 (A) mostra uma ferrita poligonal (parte clara indicada por setas amarelas) formada num

API 5LX80 isotermicamente transformado a 675°C por 500 s, segundo Kraus & Thompson (1995). A figura 2.20 (B) mostra uma ferrita poligonal formada mediante a seguinte seqüência: aquecimento a 850°C → Deformada → resfriada a 0,5°C/s. A região clara destaca a ferrita poligonal e a parte mais escura um componente lamelar que é característica da perlita (setas em vermelho), de acordo com Xiao *et al* (2005). A ausência de subestruturas é uma das características da ferrita poligonal, para verificar tal ausência é necessária a microscopia eletrônica de transmissão.



A)



B)

Figura 2.20 – (A) microscopia óptica de uma ferrita poligonal formada num API X80 isotermicamente transformado Fonte: Kraus & Thompson (1995). (B) visualização de uma ferrita poligonal. Fonte: Xiao *et al* (2005).

2.8.2 Ferrita de Widmanstätten

É constituída de grãos grosseiros e cristais alongados de ferrita. Segundo Kraus & Thompson (1995), Ela pode nuclear através de contornos de grãos austeníticos ou a partir de ferritas poligonais. Apresenta a presença mínima de subestruturas e forma-se através de resfriamentos mais rápidos que a ferrita poligonal e em temperaturas de transformação abaixo da ferrita poligonal. A figura 2.21 mostra a morfologia típica da ferrita de Widmanstätten, grãos alongados e brancos, em destaque vermelho formada em um aço API 5L X80 isotermicamente transformado por 100 segundos a 600°C. Áreas escuras são martensita formadas durante o resfriamento do mesmo, conforme Kraus & Thompson (1995).

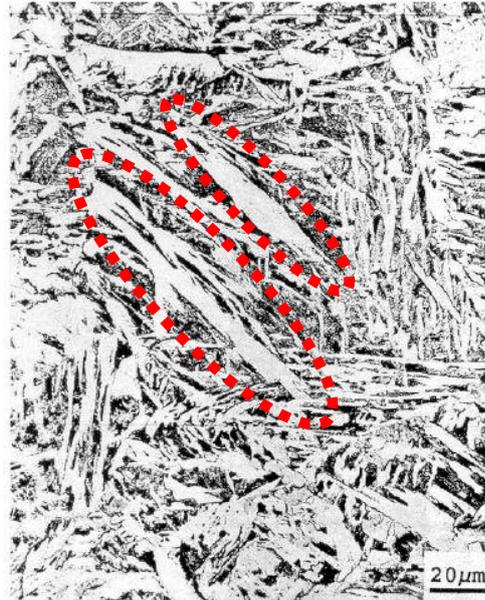


Figura 2.21 - Ferrita de Widmanstätten. Fonte: Kraus & Thompson (1995).

2.8.3 Ferrita Quase poligonal

Também chamada de ferrita massiva, segundo Krauss & Thompson (1995), em aços que contenham valores de carbono muito baixo e são obtidas por resfriamentos rápidos ao ponto de praticamente não mudar a composição química durante a transformação de fase. Este tipo de ferrita apresenta contornos irregulares e evidências de subestruturas de constituintes M/A que só podem ser observados mediante uso de microscopia de transmissão. Além disso, a Ferrita Quase poligonal apresenta uma alta densidade de discordâncias. As imagens de microscopia óptica podem confundir devido a sua semelhança com a ferrita poligonal. Segundo Xiao *et al* (2005), a perlita existente na ferrita poligonal quando submetida a tratamento isotérmico a temperaturas mais baixas que a transformação da ferrita poligonal acarretam numa estrutura que contenham maiores frações de ferrita só que agora quase poligonal. Como mostrado na figura 2.22, a diferença para um aço de mesma composição química, mas que sofreu transformações isotérmicas em temperaturas diferentes. Através da figura 2.22 (A) a imagem de microscopia óptica de um tratamento isotérmico em um aço contendo 0,025%C em massa a temperatura de 659°C, Pode-se observar a presença de ferrita (parte clara) e ilhas de perlita (parte escura). A figura 2.22 (B) mostra à microscopia óptica de um tratamento isotérmico realizado a temperatura de 640°C mostrando claramente a diminuição das ilhas de perlita bem como o surgimento de grãos maiores de ferrita e com aspecto mais grosseiro, conforme Xiao *et al* (2005).

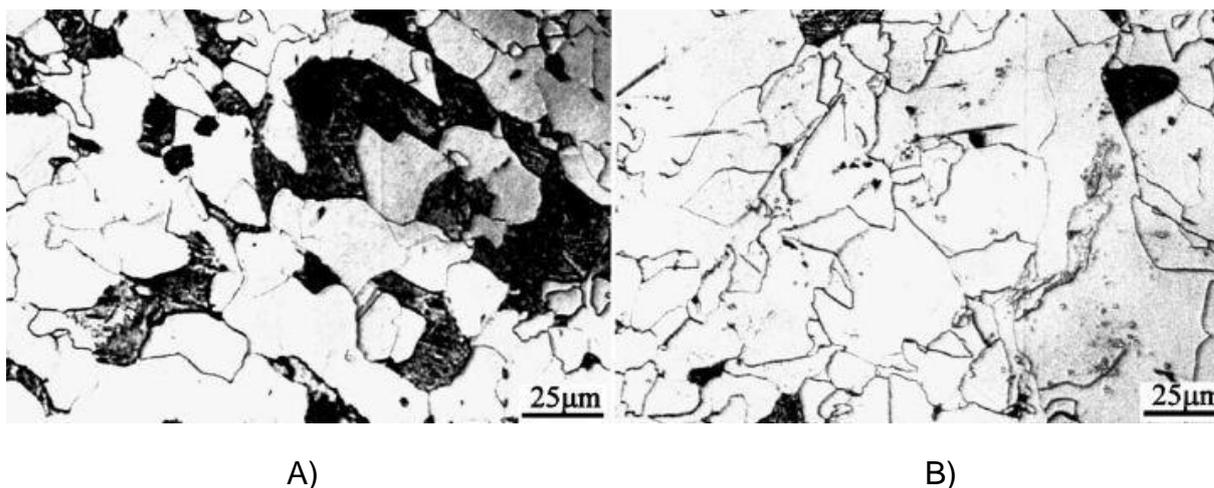


Figura 2.22 – A) Temperatura de tratamento de 659°C. B) Temperatura de tratamento de 640°C. Fonte: Xiao *et al* (2005).

2.8.4 Ferrita Bainítica

O incremento das taxas de resfriamento, a austenita de aços de baixo carbono e ultra baixo carbono transformam-se em estruturas muito finas de ferrita e para descrever esse tipo de estrutura é muito comum usar os termos Ferrita Acicular ou Ferrita Bainítica, Krauss & Thompson (1995). Atualmente esta microestrutura tem sido alvo de muitos estudos, pois a mesma propicia aos aços de baixo e ultra baixo carbono microligados uma ótima combinação de resistência mecânica (limite de escoamento e de resistência) com valores altos de tenacidade, o que em termos de aplicações práticas possibilitam a produção de aços que atendam características ainda mais severas de trabalho, Bhadeshia (2001). As características de resistência mecânica e tenacidade surgem devido as altas densidades de discordâncias e a coexistência da austenita retida ou constituinte M/A, Segundo Kraus e Thompson (1995). Para Xiao *et al* (2005), pode-se acrescentar ainda uma outra característica a não equiaxialidade da ferrita acicular como um dos fatores a influenciar as propriedades mecânicas. A morfologia característica da ferrita acicular são os grupos paralelos de ripas de cristais de ferrita. Alguns autores na prática diferenciam a ferrita bainítica da ferrita acicular através desse alinhamento, a figura 2.23 mostra essa sutil diferença através da microscopia óptica de um aço API 5L X70, com 0,05% de Carbono em massa, mostrando os efeitos de deformação a quente. Com apenas a microscopia óptica torna-se bastante árduo o exercício de identificação dos microconstituintes. Em destaque na figura 2.23 os contornos vermelhos delimitam a região da ferrita bainítica enquanto que os contornos amarelos delimitam a ferrita acicular. Conforme Kim *et al* (2008) quando as agulhas estão alinhadas recebem a denominação de ferrita bainítica e quando não estão são aciculares.

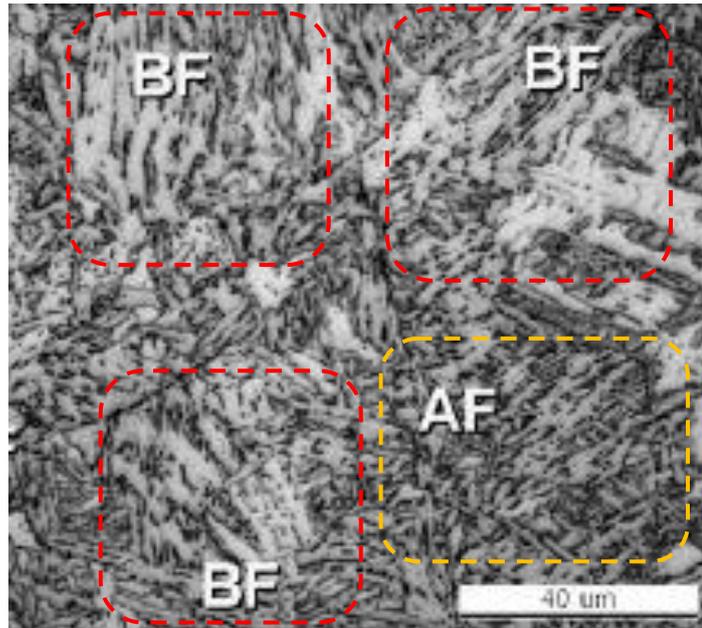


Figura 2.23 - Microscopia óptica de um aço API X70, com 0,05% de Carbono em massa. Fonte: Kim *et al* (2008).

De acordo com a figura 2.23, as ferritas bainíticas possuem feixes que cresceram conjuntamente, formando até certo ponto uma estrutura alinhada e com orientações claras. Já a ferrita acicular cresce de forma aleatória. Em vários artigos científicos a obtenção é relatada mas o mecanismo de formação raras vezes é citado, isso decorre do fato de que tanto o mecanismo quanto a morfologia ainda não são bem compreendidos. Em uma das raras tentativas Kim *et al* (2008), chega a propor um mecanismo baseado na transformação isotérmica de um aço API X70, figura 2.24. Nesse mecanismo a ferrita acicular começa a nuclear sítios dentro de grãos da austenita por meio de transformações de cisalhamento conjuntamente sem a mudança de composição, figura 2.24(a), este crescimento continua em uma segunda fase através das interfaces da ferrita pré-existente. Diversos artigos reportam que a formação tanto da ferrita bainítica como da acicular ocorrem numa faixa de temperatura que vai de 400 a 600°C. O segundo estágio da transformação mostrado na figura 2.24 (b) é iniciado em altas temperaturas, nesse caso os átomos de carbono supersaturados na ferrita acicular começam a sair para dentro da austenita remanescente tentando manter um equilíbrio de composição.

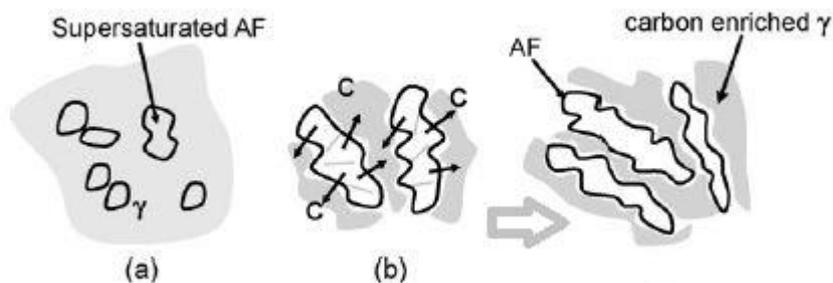


Figura 2.24 - Mecanismo de formação da ferrita acicular proposto por Kim *et al* (2008).
Fonte: Kim *et al* (2008).

Devido a complexidade de tal microestrutura para a afirmação completa do que seja uma ferrita bainítica (Ferrita acicular) são necessários outros tipos de caracterização microestrutural como microscopia eletrônica de varredura e transmissão. Algumas características bastante peculiares através da análise de imagens de microscopia eletrônica de transmissão são: Estrutura muito fina, cristais ferríticos alongados e subestruturas como o constituinte M/A ou austenita retida e até mesmo subcontornos de grão, Jun *et al* (2006). A figura 2.25 ilustra bem essas características que são fundamentais para caracterizar a ferrita bainítica. De acordo com a figura 2.25 (A), imagem de microscopia eletrônica de varredura (aumento de 5000 vezes), mostra uma estrutura muito fina e cristais de ferrita alongados (setas em vermelho). A partir da figura 2.25 (B), imagem de microscopia eletrônica de transmissão, visualiza-se os constituintes secundários ao longo dos grãos que provavelmente podem ser: constituinte M/A, Martensita e austenita retida. segundo Jun *et al* (2006).

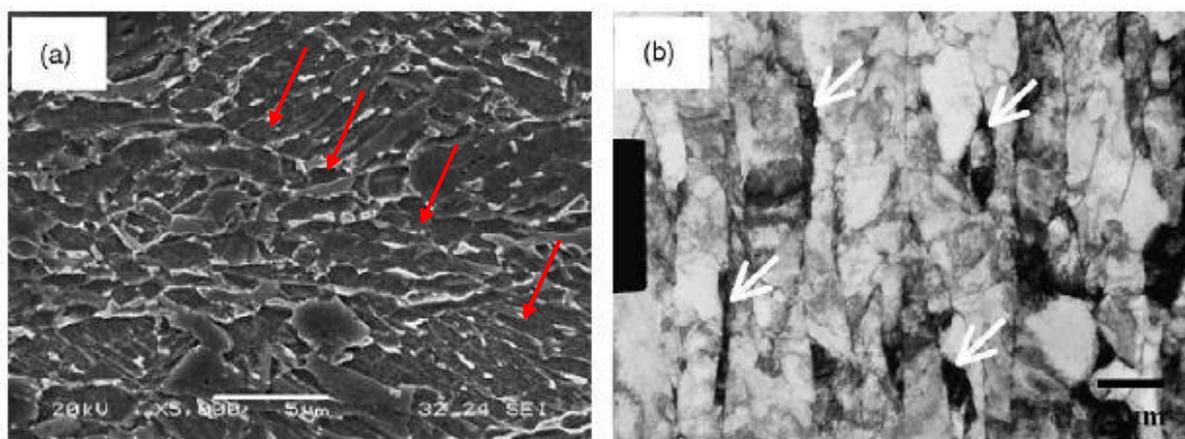


Figura 2.25 - Ferrita Acicular. (A) A imagem de microscopia eletrônica de varredura (aumento de 5000 vezes). (B) imagem de microscopia eletrônica de transmissão. Fonte: Jun *et al* (2006).

2.8.5 Ferrita Granular

A ferrita granular pode também ser chamada de bainita granular e possui muitas similaridades com a ferrita acicular, mas devido algumas singularidades entrou para a categoria ferrítica elaborada por Kraus & Thompson (1995). Esta microestrutura forma-se no intervalo de temperatura de 400 a 600°C, mesmo intervalo da ferrita acicular, mas com velocidade de resfriamento bem menor. A microestrutura de uma maneira geral consiste de austenita retida ou constituinte M/A na mesma estrutura e contorno de grão existente na austenita que precedia. Estas microestruturas dispersas têm a forma de grânulos e uma morfologia axial até certo ponto de difícil interpretação quando analisada apenas por microscopia óptica, de acordo com a figura 2.26. A figura 2.26 (A) mostra a morfologia de um aço com 0,15%C que apresenta em sua microestrutura a ferrita granular (parte branca da imagem). Pode-se notar que nas partes claras existem espécies de furos indicando a existência de outros microconstituintes, segundo Bhadeshia (2001). A figura 2.26 (B) evidencia a ferrita granulométrica em um aço que contém 0,07%C, a parte mais clara (branca) é a matriz ferrítica enquanto os pontos pretos são microconstituintes de segunda ordem conforme o trabalho recente de Hwang *et al* (2010).

A microscopia eletrônica de varredura e de transmissão ajudam a interpretar a microestrutura granular. A microscopia eletrônica revela a existência de nódulos que são morfologias diferentes das que foram apresentadas, A figura 2.27 mostra a existência de partículas curtas e preferencialmente paralelas. A Microscopia eletrônica de transmissão tem como principal característica mostrar a matriz ferrítica formada com finos cristais de ferrita com alta densidade de discordâncias, separadas pelo baixo ângulo dos contornos.

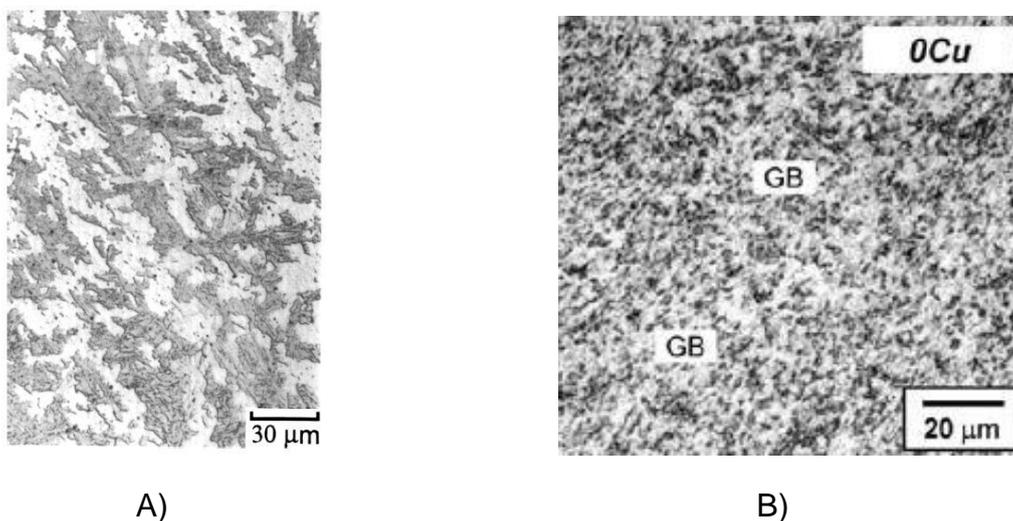


Figura 2.26 – (A) Morfologia de um aço com 0,15%C. Fonte: Bhadeshia (2001). (B) Ferrita granulométrica em um aço que contém 0,07%C. Fonte: Hwang *et al* (2010).

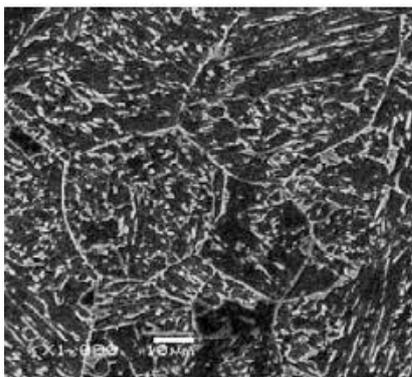
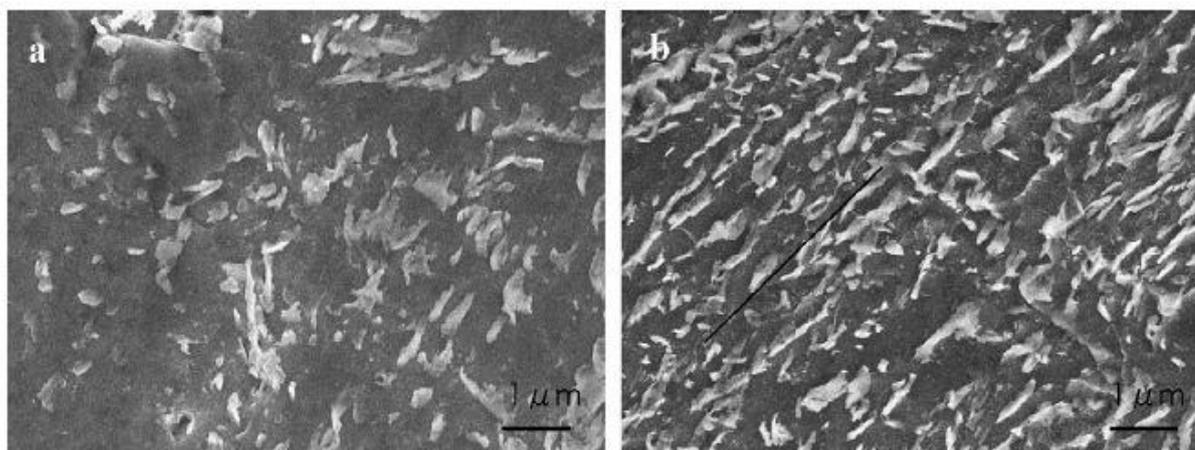


Figura 2.27 - Microscopia eletrônica de varredura mostrando a existência de partículas paralelas. Fonte: Jun *et al* (2010).

Esta morfologia apesar de ser bastante diferente foi até agora pouco estudada, em trabalhos mais recente como os desenvolvidos por Qiao *et al* (2009) que além de mostrar imagens surpreendentes do ponto de vista da literatura até então, propõe também mecanismos para formação da ferrita granular. As imagens da figura 2.28 , são de ferrita granular observada por microscopia eletrônica de varredura em um aço com a seguinte composição (0,3%C, 0,45%Mn, 3,1%Ni, 0,94%Cr). Conforme a figura 2.28 (A) tem-se uma distribuição irregular das partículas de segunda fase e a figura 2.28 (B) uma microestrutura mais organizadas e em maiores quantidades, mostrando constituintes de pequenos diâmetros, mais alongados, evidenciando a forma de um bastonete.



A)

B)

Figura 2.28 - (A) Distribuição irregular das partículas de segunda fase. (B) as partículas estão mais organizadas e em maiores quantidades. Fonte: Qiao *et al* (2009).

Esse mecanismo, segundo Qiao *et al* (2009) pode ser dividido para duas partes um para velocidades baixas de resfriamento (Figura 2.29) e velocidades de resfriamento um pouco maiores que resultam na estrutura mostrada na figura 2.30. O primeiro mecanismo, para velocidades baixas, supõe-se que ao se austenitizar o aço, o carbono existente na austenita consegue se difundir rapidamente o que resulta em regiões de carbono pobre e regiões ricas em carbono, esse efeito é

devido ao tempo curto da austenitização, quando a temperatura vai decrescendo e chega a região de formação bainítica a ferrita nucleia em regiões de carbono pobre e cresce separadamente, com o carbono se difundindo para a austenita remanescente. Com a ferrita crescendo, outros grãos de ferrita formados vão crescendo e unindo-se e as áreas de austenitas ricas em carbono que decrescem formando verdadeiras ilhas de austenita retidas. A forma e dimensão dessas ilhas de austenita retida dependem diretamente da ferrita em volta e, portanto tende a ser irregular. Na seqüência do resfriamento com a temperatura diminuindo essas ilhas de austenita ricas em carbono se decompõe em ferrita, cementita e uma pequena quantidade de austenita retida. Essa cementita é mencionada por Kremnev *et al* (1997), em dos primeiros trabalhos a tentar esclarecer sobre a estrutura e mecanismo de formação da bainita granular e o mesmo afirma que essa cementita tem o formato globular.

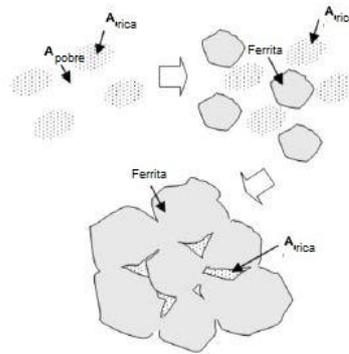


Figura 2.29 - Formação da bainita granular com velocidades baixas.. Fonte: Qiao *et al* (2009).

A segunda parte do mecanismo considera velocidades um pouco superiores ao primeiro caso. Esse mecanismo considera que a temperatura de transformação vai causar o surgimento de ferrita no formato de ripas. A formação do mecanismo de ripas é associada aos mecanismos de difusão e cisalhamento, sendo o mecanismo de difusão mais explorado neste sentido. As ripas de ferrita crescem por alongação e alargamento, aumentando tanto o comprimento como suas espessuras. Quando a ferrita em ripa alarga, as regiões adjacentes de austenita rica em carbono crescem lentamente. Com as ferritas adjacentes em ripas se encontrando e unindo-se as regiões de austenita rica em carbono são encapsuladas e tornam-se ilhas alongadas. Na seqüência do resfriamento atingindo temperaturas mais baixas a cementita começa a precipitar a partir das ilhas de austenita ricas em carbono e finalmente forma a estrutura granular, o mecanismo pode ser visualizado na figura 2.30.

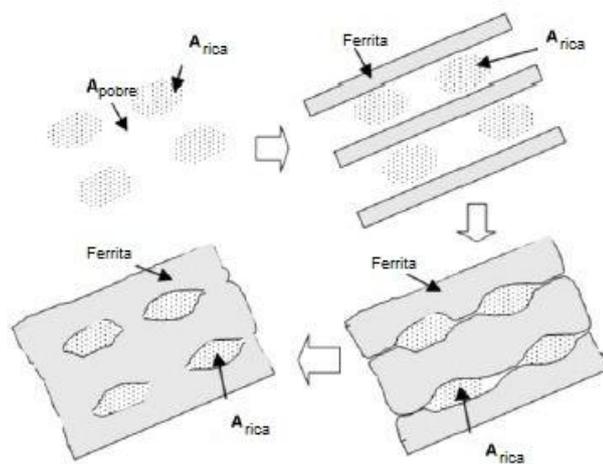


Figura 2.30 - Mecanismo de formação da bainita granular com velocidades de resfriamento superiores ao primeiro mecanismo. Fonte: Qiao *et al* (2009).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material do Tubo e Fabricação dos corpos de prova

O material utilizado neste trabalho foi retirado de tubos de aço API 5L X70, com 10,8mm de espessura e diâmetro nominal de 20" (figura 3.1). Este tubo foi doado pela Petrobras e é utilizado em Risers de plataformas marítimas de petróleo. A composição química da chapa utilizada no tubo foi fornecida pela Usiminas e é apresentada na tabela 3.1.



Figura 3.1 - Figura 3.1- tubo API 5L X70 cedido pela Petrobras.

Tabela 3.1 - Composição Química do aço API 5LX70 em porcentagem de massa (elementar) utilizada no tubo conforme o fabricante USIMINAS.

C	Mn	Cr	Cu	Ni	Si	Nb	Mo	Al	P	Ti	V	W	S	Ceq
0,03	1,52	0,29	0,23	0,15	0,14	0,09	0,04	0,03	0,01	0,01	<0,01	<0,01	0	0,36

Os tubos API X-70 Foram cortados na seção longitudinal com o objetivo de produzir amostras que foram utilizadas para os processos termomecânicos em escala laboratorial. Para isto foi usado uma serra em fita modelo FRANHO 400, figura 3.2 (A), a partir da qual foram obtidas 48 amostras com tamanho médio de 12x10,8 mm. Uma seção do tubo e três amostras obtidas desta seção são mostradas na figura 3.3. Devido ao raio de curvatura do tubo as amostras não possuíam faces paralelas, o que levou a necessidade de ter algum processo de fabricação que permitisse obtenção de seções uniformes. Optou-se por fabricar através da plaina, que conferiu certa planicidade as amostras, pois parte dos experimentos utilizaram um laminador de escala laboratorial (Figura 3.4).



Figura 3.2 - Serra usada para o corte de corpos de prova.



Figura 3.3 - Amostras oriundas dos cortes realizados nas chapas de aço API X70 na direção longitudinal.

A figura 3.4 mostra o laminador usado para os experimentos que utilizaram a laminação. Para usar o processo de laminação nos tratamentos termomecânicos é necessário que as superfícies das amostras estavam com faces paralelas e aproximadamente a mesma espessura em todo o corpo de prova.



Figura 3.4 – laminador utilizado nos experimentos.

Após o processo de aplainamento as amostras continham ranhuras em suas superfícies além de faces ainda não paralelas. Para corrigir essas falhas e propiciar tanto um acabamento superficial quanto medida de faces paralelas foi utilizado o processo de fresamento. A fresadora utilizada foi do tipo vertical e com velocidade de rotação de 80 RPM e avanço de 0,19mm/minuto. Estas condições de usinagem foram aplicadas objetivando uma superfície com acabamento superficial sem ranhura e obtenção de paralelismo. As amostras ficaram após o processo de fresagem com dimensões médias de 5,15 X 10,13 X 19 mm. As amostras foram numeradas de acordo com a proximidade de suas medidas e selecionadas com esse critério para os experimentos realizados (figura 3.5).



Figura 3.5 - Amostras após o processo de fresamento e identificadas com numerações para cada experimento. A seleção foi feita mediante as medidas mais próximas e sendo separadas por grupos.

3.2 Rotas Termomecânicas dos Experimentos

Foram realizados 11 experimentos com rotas de aquecimento iguais mas com trajetórias que envolveram em seus caminhos deformação, resfriamentos contínuos ou diferenciados. As amostras foram inicialmente aquecidas a 950°C por 15 minutos. Foi usado um forno tipo mufla da marca QUIMIS modelo 318 M24 onde antes de cada experimento foi deixado por 1 hora aquecido a 950°C para uniformização da temperatura. Para os banhos de chumbo foi utilizado um segundo forno, do mesmo modelo citado acima, que continha chumbo em um reservatório para imersão das amostras nos experimentos que contemplassem o banho para o tratamento isotérmico. Um laminador em escala laboratorial também foi utilizado para promover reduções na espessura da amostra de apenas 10%, por limitações do equipamento. Para auxiliar a compreensão, as rotas foram definidas através da tabela 3.2 que posteriormente serão usadas no capítulo de resultados e discussão.

Tabela 3.2 - Rotas térmicas dos tratamentos usados nos experimentos.

<i>Rota 1:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos sendo logo em seguida resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 2:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, em seguida deformada em um laminador de 10% e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 3:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, em seguida imersa no banho de chumbo a 450°C por 30 minutos e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 4:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, seguida de uma deformação em um laminador de 10%, posteriormente imersa no banho de chumbo a 450°C por 30 minutos e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 5:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, em seguida imersa no banho de chumbo a 500°C por 30 minutos e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 6:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, seguida de uma deformação em um laminador de 10%, posteriormente imersa no banho de chumbo a 500°C por 30 minutos e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 7:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, em seguida imersa no banho de chumbo a 550°C por 30 minutos e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 8:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, seguida de uma deformação em um laminador de 10%, posteriormente imersa no banho de chumbo a 550°C por 30 minutos e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 9:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, seguida de uma deformação em um laminador de 10%, posteriormente imersa no banho de chumbo a 450°C por 15 segundos e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 10:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, seguida de uma deformação em um laminador de 10%, posteriormente imersa no banho de chumbo a 500°C por 15 segundos e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>
<i>Rota 11:</i>	<i>Austenitização a 950°C por 15 minutos, seguida de uma deformação em um laminador de 10%, posteriormente imersa no banho de chumbo a 550°C por 15 segundos e na seqüência sendo resfriada em água a temperatura ambiente.</i>

A figura 3.6 mostra o forno e o laminador utilizados em uma das rotas utilizadas.

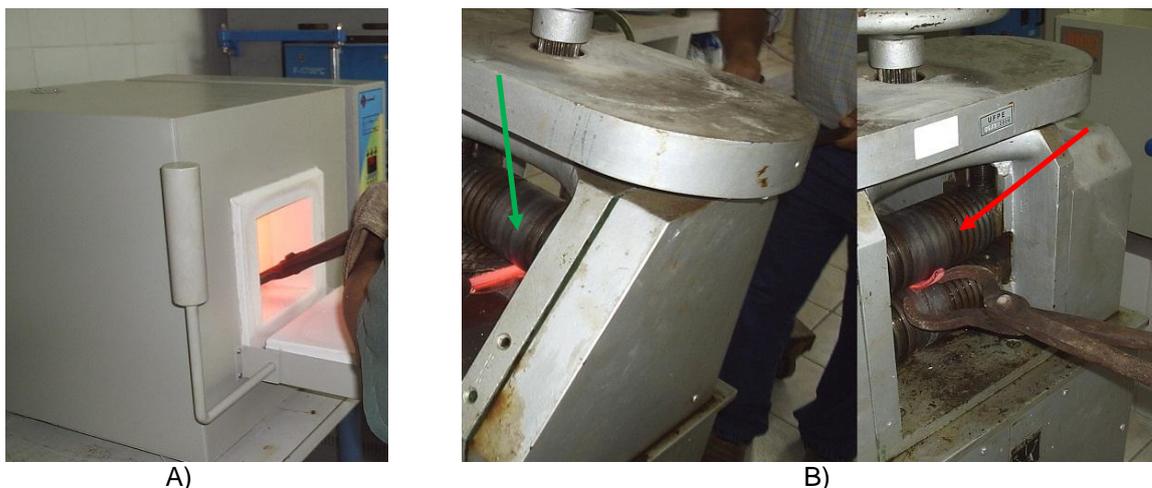


Figura 3.6 – (A) saída das amostras do forno a 950°C. (B) mostra a entrada (seta na cor verde) da amostra aquecida no laminador bem como sua saída (seta em vermelho).

Para facilitar o entendimento das rotas térmicas a figura 3.7 propõe o roteiro utilizado em alguns dos experimentos mostrando claramente o aquecimento a 950 °C tanto o aquecimento quanto os banhos isotérmicos de chumbo são representados pela cor vermelha enquanto que o resfriamento em água é representado pelas cores em azul.

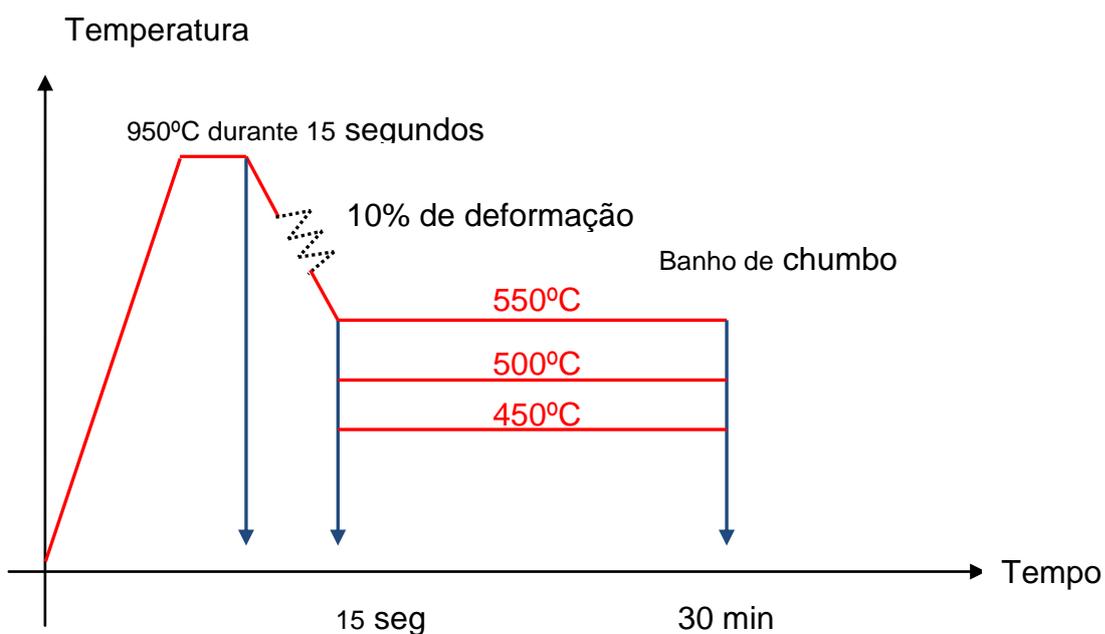


Figura 3.7 - Diagramação de algumas rotas termomecânicas utilizadas mostrando os setores de aquecimento, deformação, banhos de chumbo e resfriamento em água.

3.3 Preparações de amostras para microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

3.3.1 Microscopia óptica

Após os experimentos realizados, 4 pequenos pedaços das amostras sujeitas a cada uma das rotas foram retirados para metalografia. A metalografia visou em um primeiro momento fornecer corpos de prova embutidos a frio para análise em microscópio óptico que devido à disponibilidade e a facilidade com que se obtém resultados é um dos primeiros modos de caracterizar aços usualmente. As amostras foram preparadas por metalografia tradicional com corte, embutimento a frio, lixas de 220, 400, 600 e 1000 mesh e posteriormente polimento com pasta diamantada de $1\mu\text{m}$ e finalmente atacadas solução de nital a 5% por imersão durante tempo médio de 15 segundos. As amostras foram retiradas do meio dos corpos de provas utilizados nos experimentos como mostra a figura 3.8.



Figura 3.8 - Região pontilhada em vermelho, região esta que foram retiradas amostras para microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

Foi realizada microscopia óptica em todas as rotas térmicas utilizadas e também em amostras do material como recebido para caracterização microestrutural, quantificação e determinação do tamanho médio do grão. O equipamento utilizado para aquisição de imagens foi o Olympus BX51, com luz polarizada que possibilitou uma avaliação preliminar do microconstituintes através de seus relevos.

3.3.2 Microscopia eletrônica de varredura

As amostras de microscopia eletrônica de varredura foram produzidas do mesmo modo que para microscopia óptica com algumas diferenciações. O tempo médio de ataque em nital foi de 5 segundos e os corpos após esse processo foram desembutados e limpos durante bom tempo com álcool para que não houvesse nenhum tipo de mancha ou mesmo sujeira sendo secados por um secador do tipo comercial. As amostras foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura, pertencente ao Departamento de Física da Universidade Federal de Pernambuco, da marca JEOL JSM 5900 (Scanning Electron Microscope) foram realizados aumentos de 3500 e 10000 vezes, figura 3.9.



Figura 3.9 - Equipamento de microscopia eletrônica de varredura.

3.4 Ensaios de Tração

Os corpos de prova de todas as rotas térmicas e do material como recebido, ao total de 3 amostras para cada condição, foram ensaiados através da máquina de tração servo-hidráulica equipada com célula de carga, da marca INSTRON modelo 8801. A capacidade de carga da máquina é de 100 KN, precisão de 10 N, todos os corpos de prova foram com velocidade de deformação de 1mm/min, com software de aquisição de dados do próprio fabricante. Os corpos de prova foram produzidos após os experimentos através do processo de fabricação aplainamento. Foram usados corpos de prova fabricados mediante uso da proporcionalidade conforme a norma ASTM A370. Como o objetivo foi avaliar o comportamento mecânico as amostras ficaram com as medidas em média apresentadas na figura 3.10.

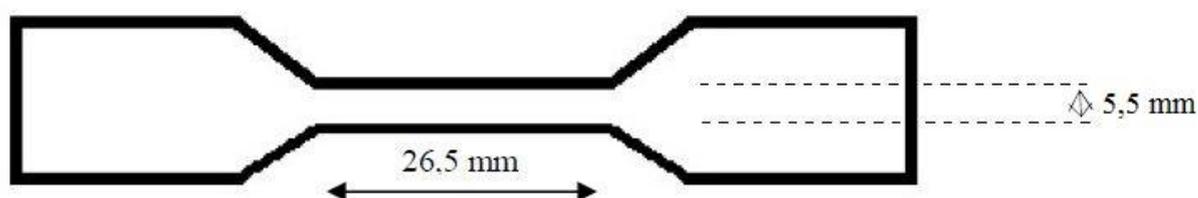


Figura 3.10 - Dimensões médias do corpo de prova usadas para os ensaios de tração.

A figura 3.11 mostra os corpos de prova sendo ensaiados na máquina INSTRON e sua fixação nas garras e a possível região de ruptura destacada em vermelho na figura 3.11 (B).



Figura 3.11 - A) corpo de prova para o ensaio de tração extraído de alguma rota térmica. B) exibindo a região de estrangulamento do corpo de prova ensaiado.

3.5 Coeficiente de encruamento

Os coeficientes de encruamento foram obtidos para as amostras submetidas aos ensaios de tração. Após a plotagem do gráfico tensão verdadeira versus alongamento verdadeiro foram selecionados em média um conjunto de 40 pontos dentro da região plástica. Esta seleção foi realizada para pontos que apresentavam em média 15% do valor acima do limite de escoamento, evitando prováveis regiões de limite de escoamento descontínuo. As microestruturas, propriedades mecânicas e coeficiente de encruamento foram correlacionados.

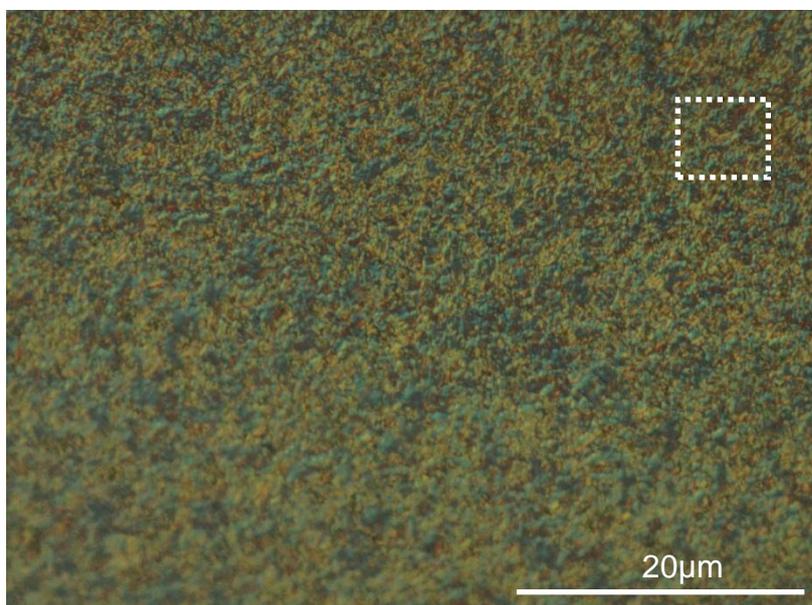
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Microscopia Óptica (Rotas com deformação no estágio intermediário)

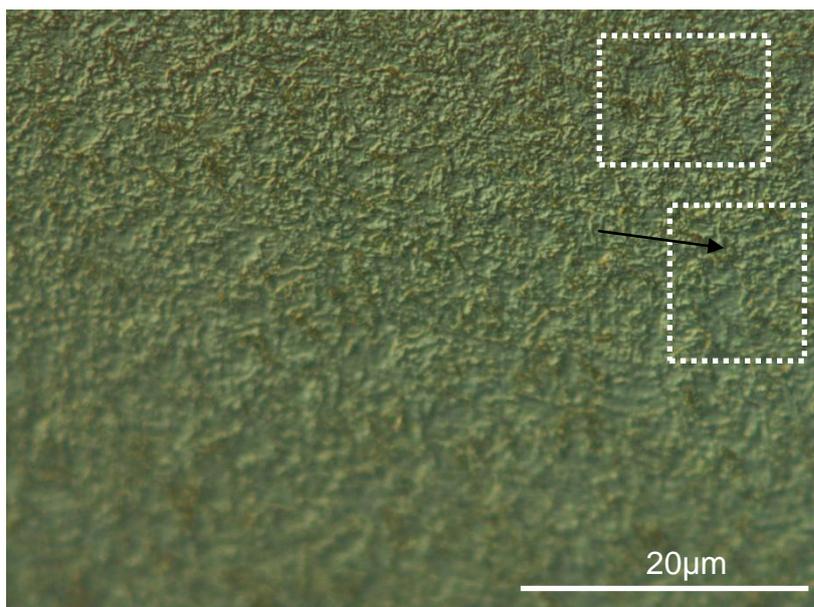
Os resultados de microscopia óptica foram obtidos para escalas de aumento de 500 e 1000 vezes, a escala de aumento de 500 vezes forneceu imagens imprecisas para visualização e identificação dos microconstituintes, por esse motivo todas as imagens serão apresentadas com aumento de 1000 vezes. As imagens microscópicas foram nomeadas de acordo com as rotas térmicas e escala de aumento e são apresentadas na figura 4.1. As amostras cujas rotas tiveram em seu estágio intermediário o processo de laminação apresentam microestruturas e evoluções diversificadas.

As rota 2 (aquecida → laminada → Resfriada) e 4 (aquecida → laminada → banho de chumbo a 450°C) possuem microconstituintes de difícil identificação, ripas finas amareladas em destaque na cor branca na figura 4.1(A) e ripas finas em tonalidades brancas e verdes indicado por seta preta na figura 4.1(B) dão indícios de estruturas aciculares semelhantes aos resultados obtidos por Kim *et al* (2008) e Xiao *et al* (2006).

Apesar dessas morfologias possuírem formas que se assemelham a estruturas aciculares, nesta escala de observação não é possível distinguir claramente os microconstituintes presentes na rotas 2 e 4. Esses microconstituintes aciculares das amostras que realizaram as rotas 2 e 4 foram considerados de acordo com Kraus & Thompson (1995), que trabalharam em condições termomecânicas semelhantes a nossa, como Ferrita bainita ou ferrita granular.



A) Rota 2

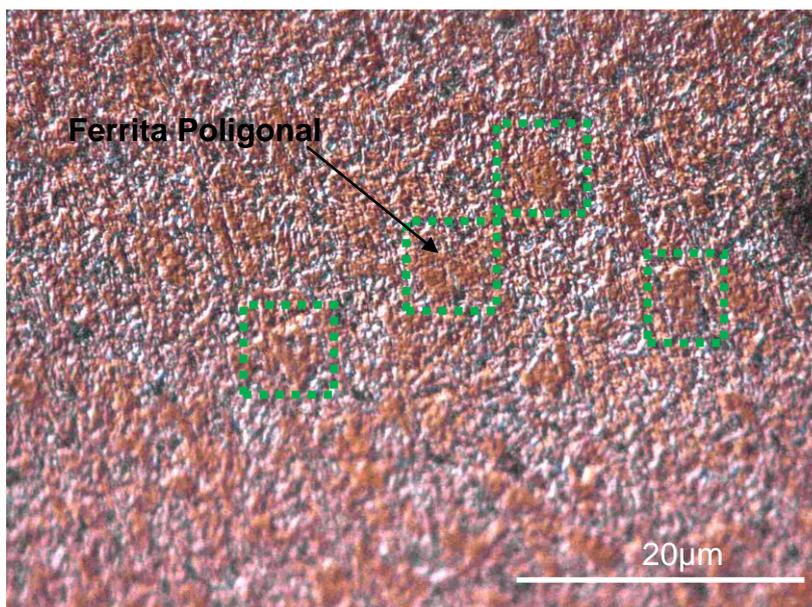


B) Rota 4

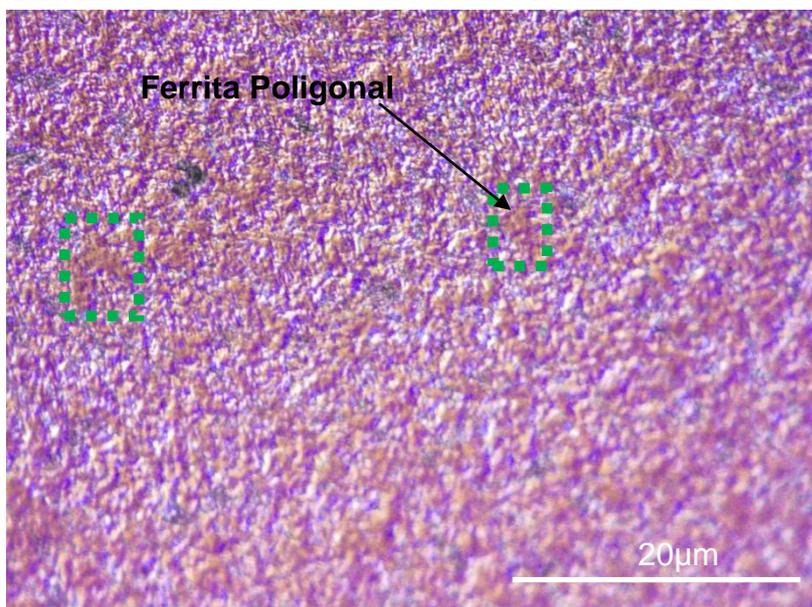
Figura 4.1 - Microscopias ópticas com aumento de 1000 vezes. A) Rota 2. B) Rota 4.

As imagens de microscopia óptica das rotas 6 (aquecida → laminada → banho de chumbo a 500°C) e 8 (aquecida → laminada → banho de chumbo a 550°C) conforme figura 4.2 (A) e 4.2(B) respectivamente, apresentaram em suas morfologias as estruturas aciculares em menores quantidade que as rotas 2 (figura 4.1 (A)) e 4 (figura 4.1(B)), e também uma morfologia mais continua em baixo relevo mostrada na região destacada em verde cuja cor predominante é marrom, tendo forte tendência às características da ferrita poligonal (setas pretas). Segundo Furen *et al* (2005) em temperaturas elevadas (500 a 650°C) por um longo período, aços baixo carbono e microligados possuirão uma tendência, devido às transformações por difusão, da ferrita massiva substituir a ferrita poligonal, ele descreve também a influencia do molibdênio nessas transformações. O molibdênio segundo Furen *et al* (2005) influencia o decréscimo das temperaturas da transformação bainítica e com seu aumento a transformação da ferrita poligonal em ferrita massiva é restringida. Considerando-se o baixo teor de molibdênio do aço API 5L X70 e a escala de observação, fica difícil ratificar os resultados de furen *et al* (2005) que trabalharam com uma composição química diferente da nossa.

Pode-se relatar que a temperatura de 500°C exerce grande influencia no tamanho da ferrita poligonal e isso poderá afetar suas propriedades mecânicas, já que as regiões em marrom estão mais evidentes na rota 6 (figura 4.2 (A)) em relação a rota 8 (figura 4.2(B)).



C) Rota 6



D) Rota 8

Figura 4.2 - Microscopias ópticas com aumento de 1000 vezes. A) Rota 6. B) Rota 8.

4.2 Microscopia Óptica (Rotas sem deformação no estágio intermediário)

As imagens de microscopia óptica para as amostras cujas rotas não sofreram em seu estágio intermediário o processo de laminação (10%) são apresentadas e discutidas a seguir (Figuras 4.3 (A) e (B)). A figura 4.3 (A), rota 5 (aquecida → banho de chumbo a 500°C), mostra evidências claras de ferrita poligonal em alto relevo e em quantidades bastante significativas conforme visualizadas em destaque na cor amarelo escuro, o que poderá influenciar suas propriedades mecânicas de tração.

Já a figura 4.3 (B), rota 7 (aquecida → banho de chumbo a 550°C), as ferritas poligonais destacadas em vermelho, não se apresentam de forma tão clara quanto as amostras submetidas a rota 5, além disso, as fases claras, ripas brancas com formato aleatório, possuem indícios de microconstituintes aciculares ou granulares.

A formação da ferrita poligonal nas rotas 5, 6, 7 e 8 pode ser atribuída a presença do elemento químico manganês que prolonga o tempo de incubação da ferrita poligonal, de acordo com Zhao *et al* (2003). Como as rotas de tratamentos contemplaram um tempo de 30 minutos mesmo se tratando de um tratamento isotérmico esse tempo foi suficientemente alto para promover a transformação de estruturas aciculares (bainíticas) ou Granulares em ferrita poligonal.

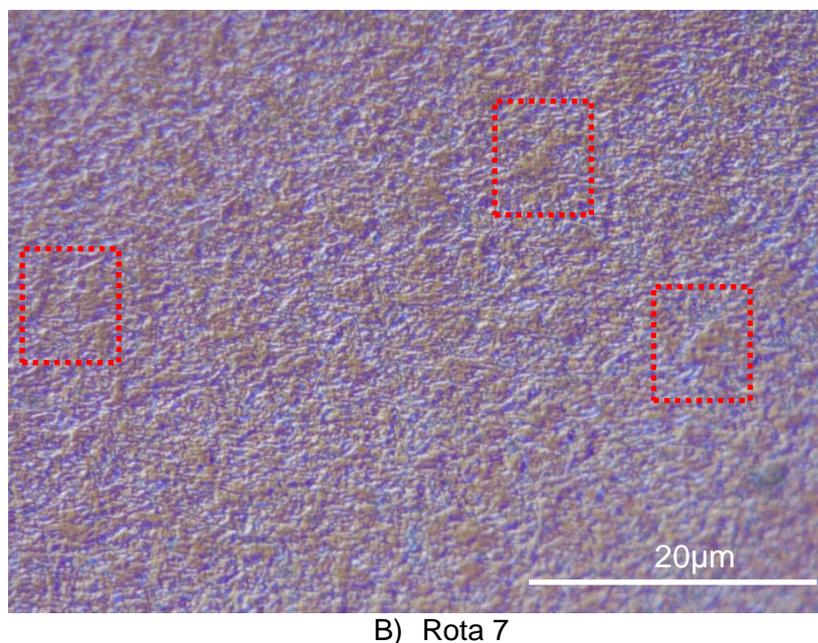
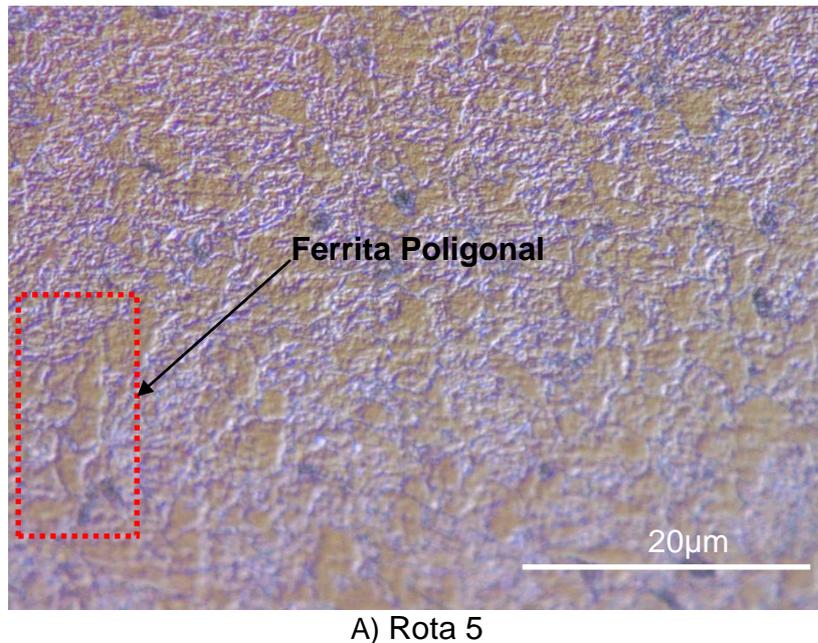


Figura 4.3 - Microscopias ópticas com aumento de 1000 vezes. A) Rota 5. B) Rota 7.

Analisando alguns aspectos em relação às amostras cujas rotas passaram por um processo de laminação e as que não possuíram esse estágio intermediário foram o aparecimento de microconstituintes semelhantes, ou seja, o efeito da laminação nos microconstituintes alteram a fração volumétrica dos microconstituintes mas não

altera as morfologias apresentadas em rotas similares, que tenham ou não o processo de laminação. De acordo com Jun *et al* (2006) a deformação na laminação altera a linha Ar1, linha esta responsável pela nucleação de novos grãos de ferrita que passaram por deformações, aumentando-a e aumentando conseqüentemente a temperatura de formação da ferrita poligonal. Por isso pode-se atribuir às amostras que sofreram laminação, a fração volumétrica de ferrita poligonal aparentemente em menor quantidade e enquanto nas amostras que não sofreram laminação, principalmente as que utilizaram a Rota 5, existe uma quantidade apreciável de ferrita poligonal.

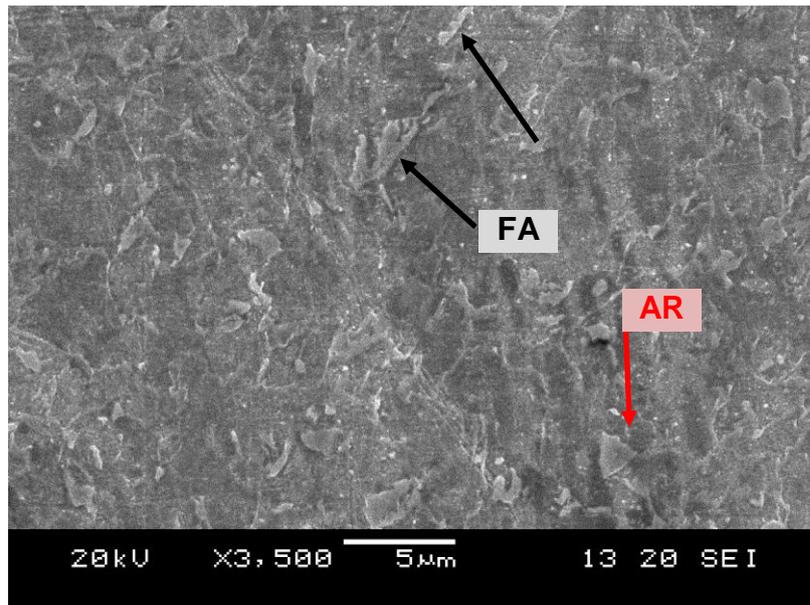
As rotas de tratamento 9,10 e 11 apresentaram-se semelhantes a todas as rotas anteriormente descritas.

4.3 Microscopia Eletrônica de Varredura

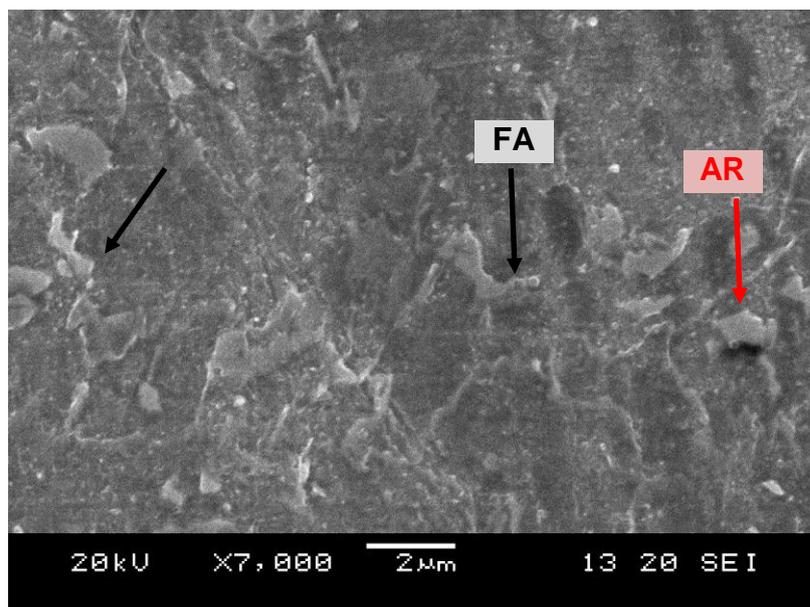
As imagens de microscopia eletrônica são apresentadas com aumentos de 3500, 7000 e 10000 vezes o que facilita bastante a visualização microestrutural e também os contornos de grãos. Nesse caso a visualização dos contornos possibilitou avaliar se o tamanho de grão foi reduzido, ou seja, refinado. As imagens que fazem parte da figura 4.4 e 4.5 são das amostras que utilizaram as rotas 1 e 2 respectivamente, figura 4.6 a rota 3 e figura 4.7 as rotas 9, 10 e 11. Foram escolhidas, pois apresentaram as melhores propriedades mecânicas de resistência a tração que ainda será discutido no tópico 4.3. As imagens das amostras que sofreram as rotas 1 e 3 são as únicas entre as imagens de MEV apresentadas que não sofreram laminação no estágio intermediário. A figura 4.4 (rota 1), figura 4.5 (rota 2) e figura 4.6 (rota 3) indicam através de cores as morfologias de acordo com a classificação microestrutural mostrada na tabela 2.4. As setas em preto indicam a presença de Ferrita acicular, setas em azul de Ferrita granular, seta em verde a ferrita poligonal, setas em vermelho de austenita retida e seta em laranja o constituinte M/A.

De acordo com a figura 4.4 (A) as amostras submetidas a rota 1 possuem algumas fases características da ferrita acicular, em pequenas quantidades destacadas por setas na cor preta e em alguns pontos a austenita retida, em vermelho, entre o grãos. A má definição dos contornos de grão, nas amostras que foram submetidas a rota 1 (aquecida → resfriada em água) podem ser atribuída a ausência de deformação.

Devido a rota ter uma velocidade de resfriamento bem maior que as outras, já que saiu do forno a 950°C e logo foi resfriada em água a temperatura ambiente era de se esperar a formação do constituinte acicular, Rodrigues *et al* (2000).



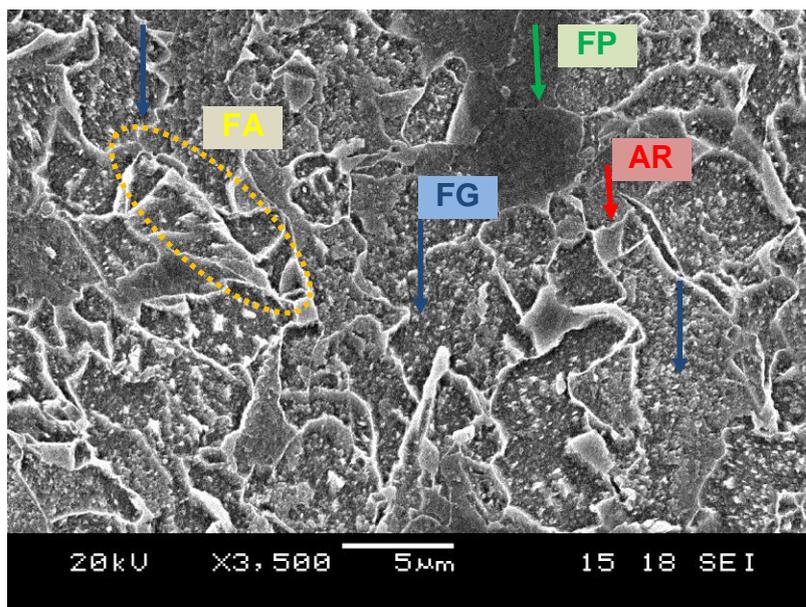
A) Rota 1



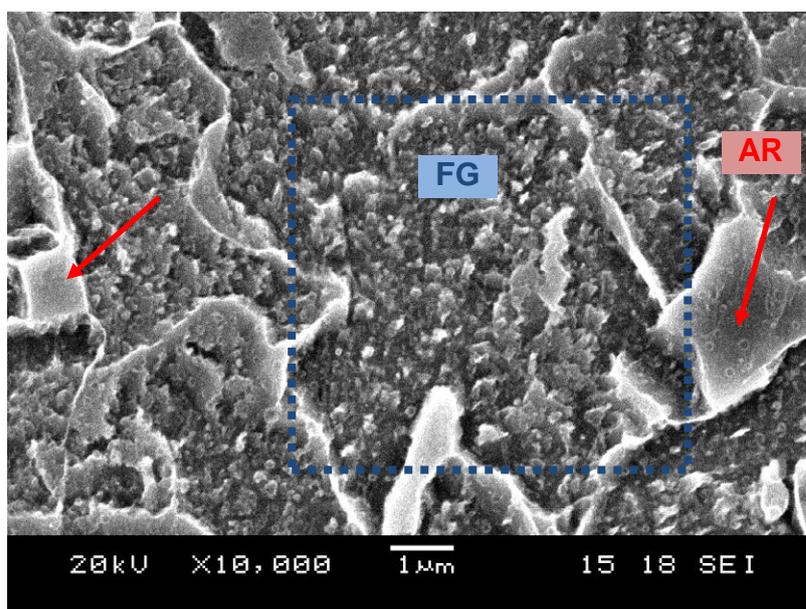
B) Rota 1

Figura 4.4 - A) Rota 1 (aumento de 3500 vezes). B) Rota 1 (aumento de 7000 vezes).

As amostras da Rota 2 apresentaram a fase granular (seta em azul) e austenita retida (seta em vermelho), os grânulos dentro do grão são muito finos e em grande quantidade conforme destacado em azul na figura 4.5(B). A figura 4.5 (A) destaca-se pela existência de uma ferrita poligonal, seta verde, que provavelmente estaria iniciando sua transformação em ferrita granular, esta afirmação é devido à existência de pequenos grânulos que são perceptíveis, ao que parece não atingiram o tempo necessário para o crescimento apenas nucleando. Ainda na figura 4.5 (A) alguns constituintes aciculares, em destaque na cor amarela, são formados nos contornos de grão.



A) Rota 2



B) Rota 2

Figura 4.5 - A) Rota 2 aumento de 3500 vezes. B) Rota 2 aumento de 10000 vezes.

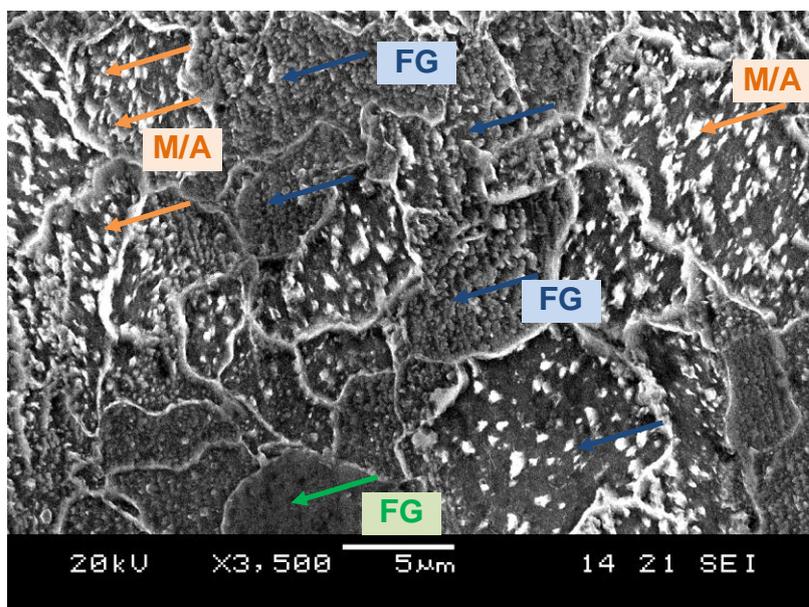
A figura 4.5 (B), 10000 vezes de aumento, revela claramente os grânulos da ferrita granular em azul, semelhante ao encontrado por Qiao *et al* (2009), a austenita retida em destaque por setas vermelhas. A medida dos grãos de austenita retida está em torno de $1,5\mu\text{m} - 2,5\mu\text{m}$, obtida através do método do intercepto, e possui um formato de losango que se mantém diferindo apenas no tamanho.

As imagens obtidas de amostras nas quais se realizaram a Rota 3 revelam a existência do microconstituente granular, exibindo algumas regiões de diferenciação no tocante a quantidade de grânulos por grão. De acordo com a figura 4.6 (A) fica clara a existência de grãos com alta quantidade de grânulos contornados em azul e grãos com baixa quantidade de grânulos em destaque com setas laranja que possuem morfologia similar ao microconstituente M/A, entretanto apenas poderá ser

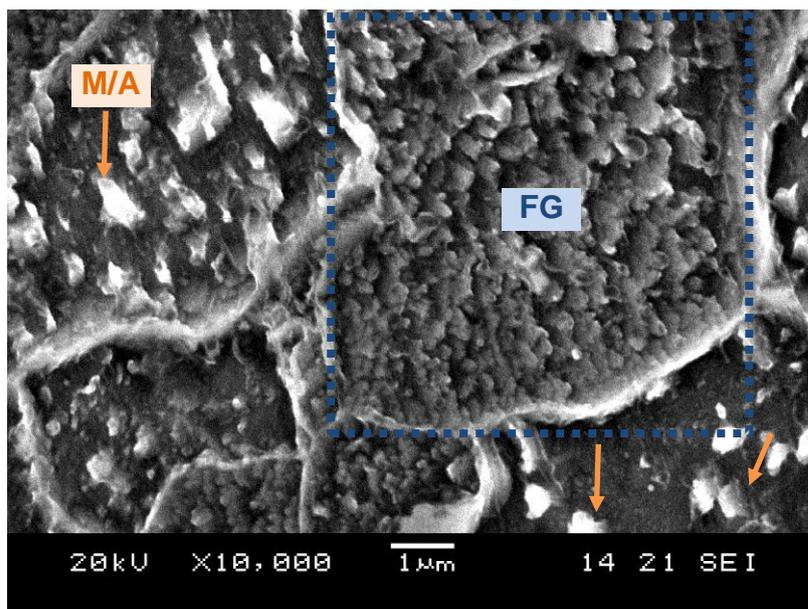
comprovado mediante técnicas de caracterização como microscopia eletrônica de transmissão.

Analisando a figura 4.6 (A) nota-se a ausência de austenita retida, que de acordo com Saller & Priestner (2001) aumenta a ductilidade e capacidade de encruamento dos aços, mas comprovado apenas para aços dual-phase. A ausência da austenita retida pode ser atribuída ao longo tempo de banho de chumbo cerca de 30 minutos a temperatura de 450°C, sendo este tempo suficiente para nucleação e crescimento da ferrita granular suprimindo a existência da austenita retida já que a mesma nas figuras 4.4(A), 4.4(B), 4.5(A) e 4.5(D) apresenta-se quase sempre entre 4 contornos de grão formando características geometricamente semelhante a um losango. Em relação à densidade de grânulos, as regiões com maiores quantidade de grânulos podem ter se formado primeiro devido ao resfriamento que há na saída do laminador devido ao ar circundante e posteriormente as regiões com quantidades menores tenham se formado após o tratamento isotérmico, conforme Kremnev *et al* (1998).

O diâmetro médio dos grânulos nas regiões de maior quantidade foi estimado em torno de 0,2µm.



A) Rota 3

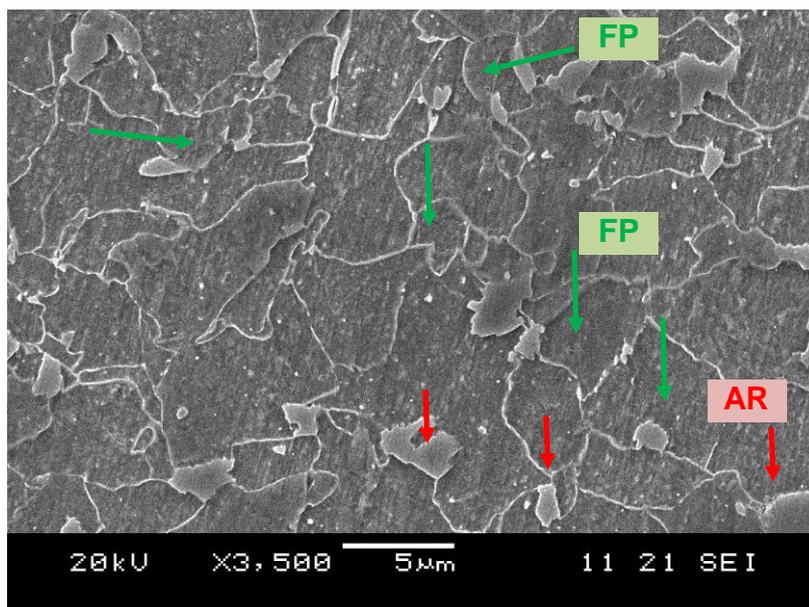


B) Rota 3

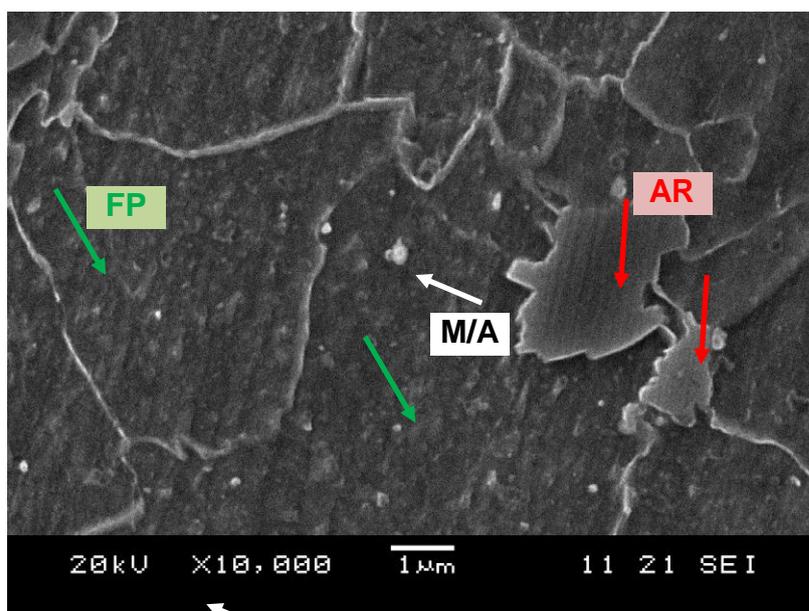
Figura 4.6 - A) Rota 3 aumento de 3500 vezes. B) Rota 3 aumento de 10000 vezes.

A figura 4.7 (A) mostra os resultados obtidos para as amostras que sofreram os tratamentos propostos através da rota 9 (aquecida → laminada → banho de chumbo a 450 °C por 15 segundos). As setas verdes mostram um grão ferrítico no interior do qual se observam microconstituintes que lembram grânulos em formação.

O tempo de 15 segundos em banho de chumbo a 450°C não foi o suficiente para o crescimento destes grânulos (ferrita granular) contrariamente ao que ocorreu com 30 minutos (Rota 3) conforme visualizado na figura 4.6 (A). A presença de austenita retida em destaque com setas vermelhas e o constituinte M/A setas brancas também são indicados na figura 4.7 (B). As amostras revelam claramente a presença de ferrita poligonal em grande quantidade e também uma quantidade apreciável de austenita retida. Os grãos têm uma medida entre 5-10µm. Existe claramente em alguns setores a presença de um microconstituente granular sutilmente sitiado nos grãos. O banho curto isotérmico por cerca de 15 segundos propiciou a formação da ferrita poligonal já que a mesma deve ter se formado em temperaturas entre 550-600°C, conforme Furen *et al* (2005).



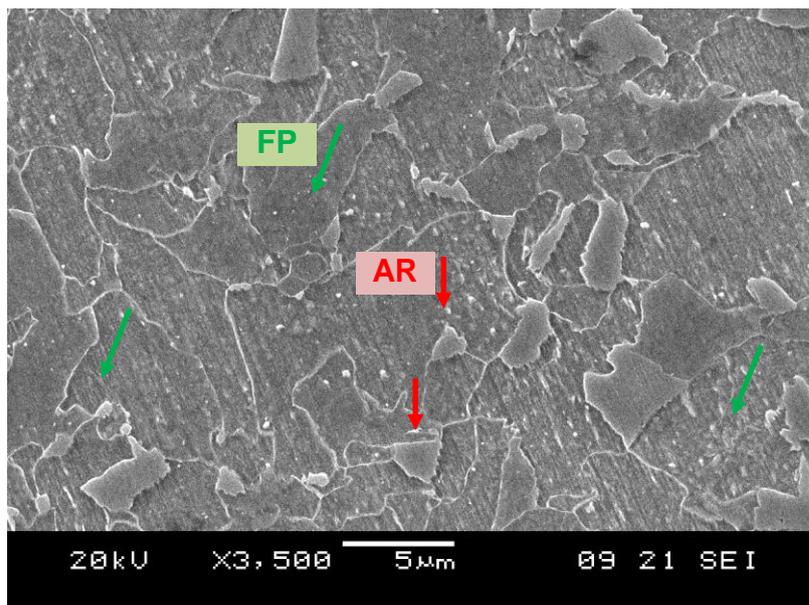
A) Rota 9



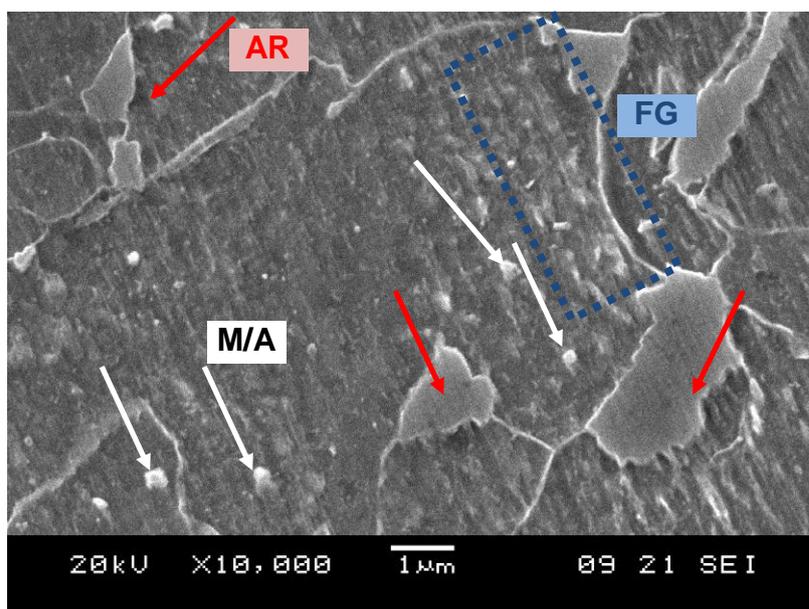
B) Rota 9

Figura 4.7 - A) Rota 9 aumento de 3500 vezes. B) rota 9 aumento de 10000 vezes.

A figura 4.8 apresenta amostras que sofreram tratamentos através da Rota 10 (aquecida → laminada → banho de chumbo a 500°C por 15 segundos) evidencia que a temperatura de 500°C já faz diferença nas transformações no interior do grão. A figura 4.8 (A) evidencia a existência de grânulos com diâmetros bem maiores que os mostrados na figura 4.7(B). A presença da ferrita poligonal indicada por setas verdes é marcante e da austenita retida em destaque com setas vermelhas também. Os grânulos nesta condição, figura 4.8(A) já são mais vistos que na Rota 9 mostrando que a esta temperatura o crescimento destes grânulos é favorecida, os grânulos possuem a esta temperatura diâmetros um pouco maiores. A quantidade de possíveis constituintes M/A conforme a figura 4.8 (B), indicado por setas brancas, também foi favorecida quando comparado com a figura 4.7(B).



A) Rota 10

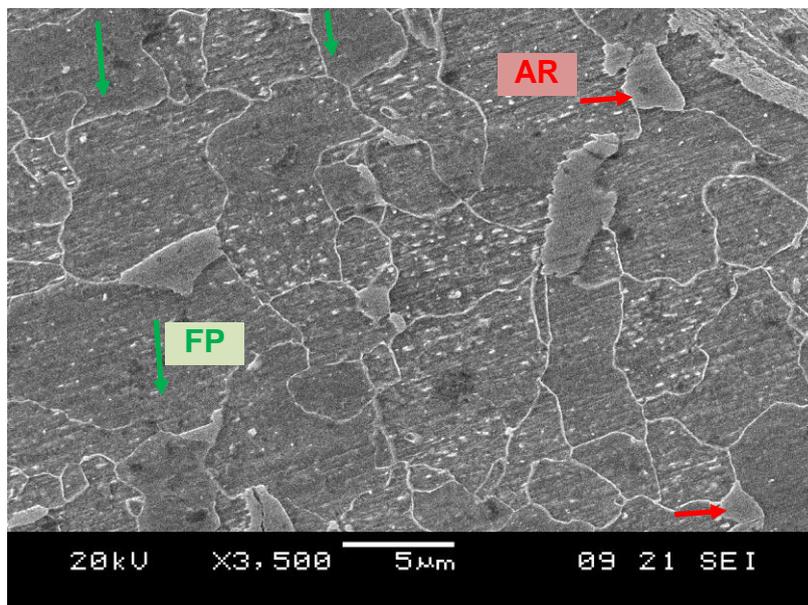


B) Rota 10

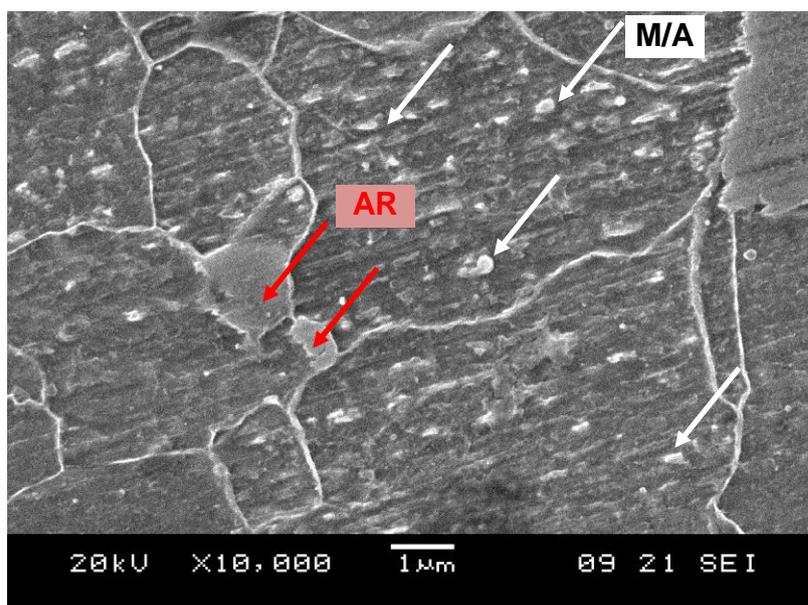
Figura 4.8 - A) Rota 10 aumento de 3500 vezes. B) Rota 10 aumento de 10000 vezes.

Para amostras em que foi realizada a rota 11 (aquecida → laminada → banho de chumbo a 550°C por 15 segundos) mostram por meio da figura 4.9 (A) os microconstituintes um pouco maiores que a temperatura de 500°C e austenita retida indicada por setas em vermelho em quantidades maiores quando comparado as figuras 4.7 (A) e 4.8 (A). Os grânulos presentes na rota 11 são bem mais perceptíveis que na temperatura de banho de 450 e 500°C, rotas 9 e 10 respectivamente. Os constituintes em branco mostradas por setas brancas em diversas figuras, principalmente nas 4.6 (B), 4.8.(B) e 4.9 (B) possuem as características de constituinte M/A, segundo trabalhos como Qiao *et al* (2009) e Shanmungam *et al* (2007), mas que pode ser em alguns casos confundido com o constituinte eutectoide. Devido a quantidade de 0,03% de carbono em massa a

presença de perlita não foi discutida, já que quantidades em massa ultrabaixas de carbono inibem a formação de perlita.



A) Rota 11



B) Rota 11

Figura 4.9 - A) Rota 11 aumento de 3500 vezes. B) Rota 11 aumento de 10000 vezes.

Elementos como o níquel e molibdênio são muito importantes, pois promovem o efeito de estabilização do efeito de superresfriamento da austenita na temperatura de transformação da perlita permitindo assim a não formação da perlita. O elemento silício tem uma forte contribuição para o refino de subgrãos ferríticos, aceleração da formação de ferrita poligonal e do constituinte M/A. Em relação ao refino de grão pode-se notar que a rota 2 foi a que possui o menor tamanho de grão. A existência da laminação cuja deformação certamente propiciou a nucleação de sítios de novos grãos ferríticos. O elemento silício em nossos resultados parece não ter tanta

influencia, considerando-se que em uma rota similar, mas sem deformação, os grãos são aparentemente maiores (Rota 3). Portanto, a deformação é o agente físico que refina os grãos.

Em trabalhos recentes, Cai *et al* (2009), o efeito do silício é estudado a partir de rotas térmicas com e sem deformação adicionalmente a tratamentos isotérmicos e com a variação da composição em massa do silício, mostrando de fato que esse elemento influencia a formação da ferrita poligonal e refino de grão, apesar do efeito que o mesmo possui em contribuir para estabilização da austenita, conforme proposto através de Abdala *et al* (2006). Entretanto as amostras foram retiradas de tubos do mesmo material e com composições similares podendo diferir em pequenas quantidades que certamente não são muito diferentes devido ao controle de qualidade na aciaria não há como fazer qualquer comparativo em relação aos efeitos microestruturais causados pelo silício.

Em relação ao constituinte M/A, para afirmar a sua formação seriam necessárias imagens de microscopia eletrônica de transmissão. Entretanto há indícios através de alguns estudos, Mazanková & Mazanec (1998), que morfologias granulares estão associadas à sua formação, principalmente quando o resfriamento é contínuo, o que levaria a hipótese que nas amostras submetidas as rotas 2 e 3 existe a formação deste constituinte. Outro indicativo de sua formação, é sua forte influência sobre as propriedades mecânicas que serão evidenciados quando os resultados de tração forem discutidos.

4.4 Ensaio de Tração

O material na condição como recebido foi ensaiado para avaliação de suas propriedades em relação a norma API 5L OCT. Os gráficos de tensão versus deformação são exibidos na figura 4.10. As curvas apresentadas na figura 4.10 e 4.11 são curvas de engenharia, nas quais considera-se que durante todo o ensaio para cada amostra a área de seção constante, os resultados exibem as médias das curvas para o lote de 3 amostras referente a cada rota térmica. Para facilitar o entendimento do comportamento da curva tensão x deformação, as mesmas são exibidas sem as barras de erros mas os valores do limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e tenacidade são apresentados com os respectivos desvios-padrão na tabela 4.1. A figura 4.10, exibe o gráfico tensão x alongamento para a condição do material como recebido. Objetivo foi avaliar o limite de escoamento, limite de resistência e deformação em relação a norma API 5L OCT.

A partir do gráfico exibido na figura 4.10, foram extraídas as seguintes propriedades: limite de escoamento para alongamento de 0,2% igual a 315,81MPa ($\sigma_{E0,2}$) e o desvio padrão, $\Delta\sigma_{E0,2} = \pm 23,19$ MPa. Limite de escoamento para alongamento de 0,5% de deformação também foi determinado. A norma API 5L OCT apresenta este valor como referencia para o limite de escoamento, e apresentou valor igual a 350,54 e desvio-padrão $\Delta\sigma_{E0,5} = \pm 18,19$ MPa. O limite de resistência apresentou o valor de 574,11MPa e desvio padrão, $\Delta\sigma_U = \pm 19,05$ MPa. Alongamento percentual médio de 23,76% e o desvio padrão, $\Delta\epsilon = \pm 0,19\%$, além de uma tenacidade estática média de 121,73 MJ/m³, calculada como a área abaixo da curva tensão versus deformação. Comparando os valores da amostra como recebido em relação à norma API 5L OCT tem-se que os valores não atendem a norma ($\sigma_{E0,5} = 485$ MPa e $\sigma_U = 570$ MPa).

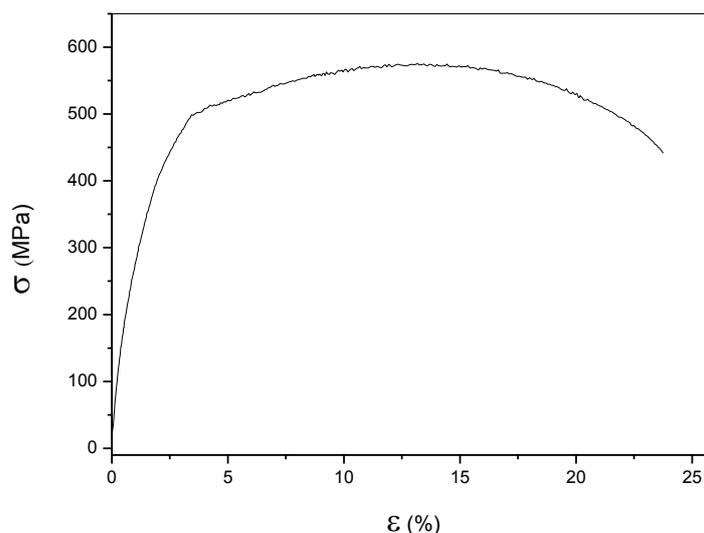
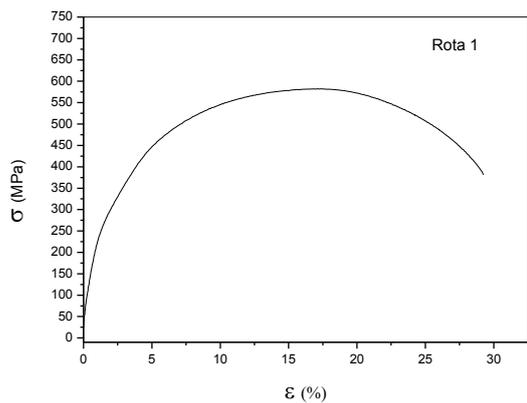


Figura 4.10 - Gráfico com o comportamento médio da amostra como recebido.

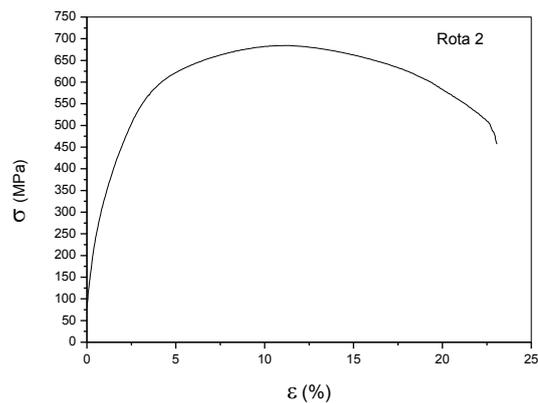
O processo de usinagem empregado para fabricação dos corpos de prova, aplainamento, conferiu ranhuras e uma superfície não isenta de rugosidades o que acarreta o surgimento de concentradores de tensões e assim discrepância nos resultados, principalmente na tensão de escoamento. Sabe-se através de normas bastante conhecidas para os ensaios mecânicos de metais, entre elas ASTM 370, que amostras para ensaios de tração devem ser realizados com as superfícies isentas de riscos, falhas e fabricadas com a menor rugosidade superficial possível.

Como todos os corpos de prova foram fabricados utilizando o mesmo processo, o erro da usinagem foi propagado a todos. Como o objetivo neste trabalho em relação às propriedades mecânicas é a comparação entre as diferentes rotas termomecânicas.

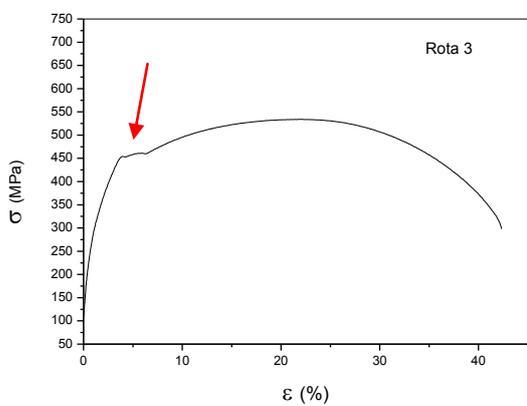
A figura 4.11 apresenta os gráficos para as 11 rotas térmicas realizadas evidenciando o comportamento mecânico à tração das amostras para cada rota. O comportamento mecânico entre as rotas mostram-se diferentes, podendo ser mais bem compreendido com auxílio da tabela 4.1 onde diversas propriedades são organizadas com valores médios e respectivos desvios-padrão. As figuras 4.11(A) e 4.11(B) apresentam comportamento semelhante, não apresentando a região de comportamento típico do limite de escoamento descontínuo, exibida em detalhe através de setas em vermelho nas figuras 4.11(C), 4.11(D), 4.11(E), 4.11(F), 4.11(G) e 4.11(H) referentes as amostras que foram submetidas as rotas 3, 4, 5, 6, 7 e 8 respectivamente. O comportamento do limite de escoamento descontínuo é mais intenso na figura 4.11(C), 4.11(E) e 4.11(F).



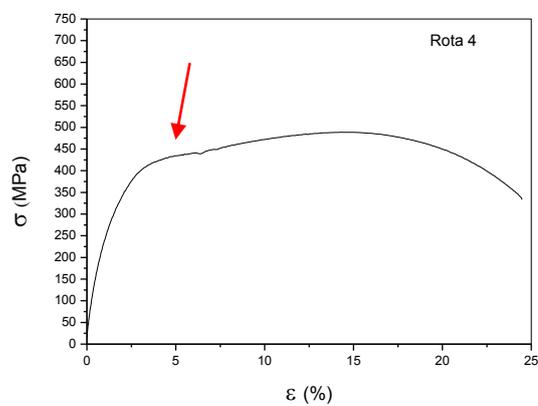
A) Rota 1



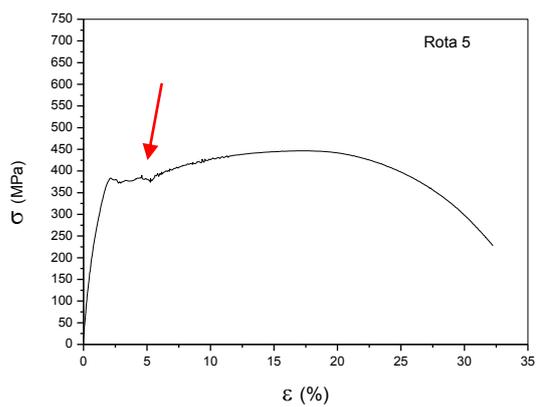
B) Rota 2



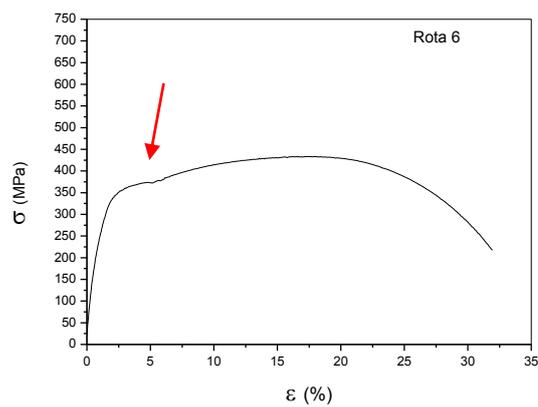
C) Rota 3



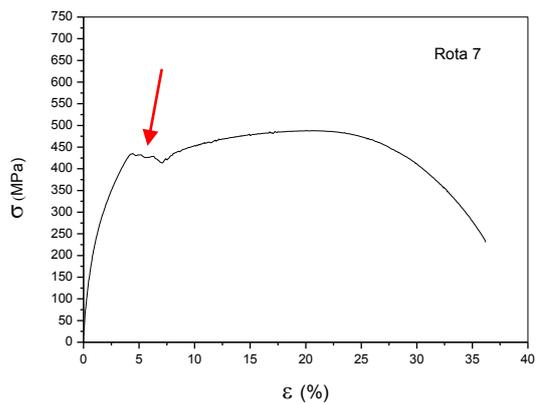
D) Rota 4



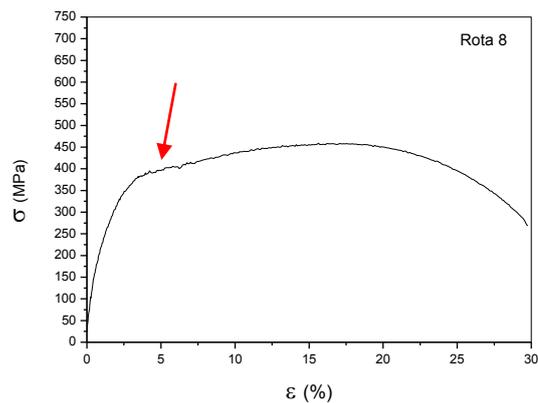
E) Rota 5



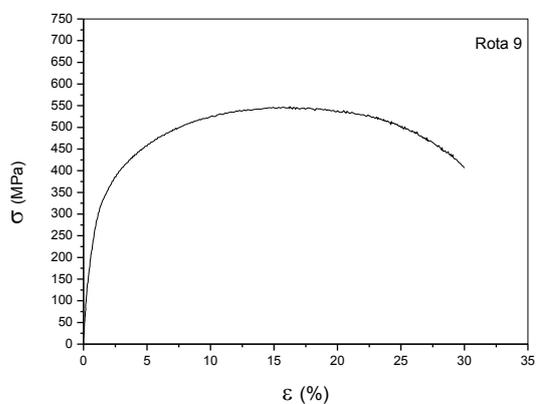
F) Rota 6



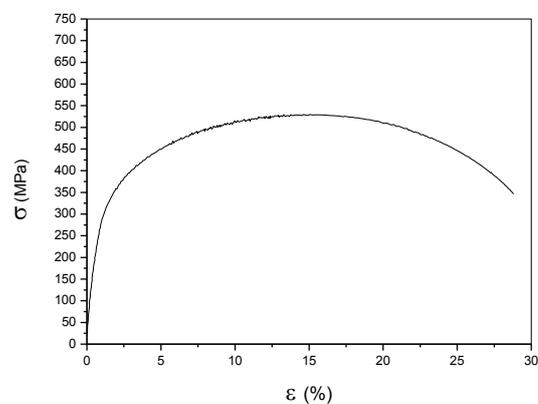
G) Rota 7



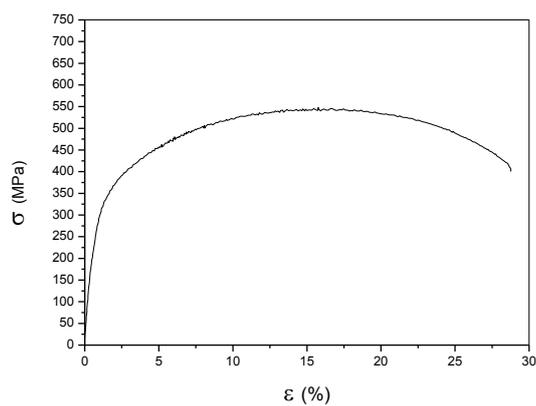
H) Rota 8



I) Rota 9



J) Rota 10



K) Rota 11

Figura 4.11 - Comportamento médio tensão versus deformação. A) Rota 1. B) Rota 2. C) Rota 3. D) Rota 4. E) Rota 5. F) Rota 6. G) Rota 7. H) Rota 8. I) Rota 9. J) Rota 10. K) Rota 11.

A tabela 4.1 mostra que a melhor condição em relação as propriedades mecânicas das amostras tratadas termicamente em comparação com a condição do material como recebido (CR), entre as 11 rotas, foi alcançada através das amostras que foram submetidas a rota 2 (aquecidas → laminadas → resfriadas em água), superando o limite de escoamento em aproximadamente em 20 MPa, e ultrapassando o limite de resistência em 109,35 MPa representando assim um aumento percentual de 19,04%.

Comparando o limite de resistência obtido através das rotas, apenas a rota 1 e 2 atingiram valores superiores a condição como recebido. O alongamento exibe diversos valores, entre eles o referente às amostras que sofreram tratamentos utilizando a rota 3, atingindo um valor percentual de 42,35%. A tenacidade estática para a rota 3 alcançou o valor de 199,85 MJ/m³, superando os valores do corpo de prova ensaiado como recebido em torno de 78,12 MJ/m³.

Tabela 4.1 - Resultados das propriedades mecânicas obtidas através do ensaio de tração. CR = Material como recebido.

	σ_E (MPa) Limite de Escoamento	$\Delta\sigma_E$ (MPa) Desvio padrão	σ_U (MPa) Limite de Resistência	$\Delta\sigma_U$ (MPa) Desvio padrão	ϵ (%) Deformação	$\Delta\epsilon$ (%) Desvio padrão	Tenacidade (MJ/m ³)
CR	315,81	23,19	574,11	19,05	23,76	0,19	121,73
Rota 1	240,71	-----	582,05	-----	29,85	-----	144,48
Rota 2	335,87	36,38	683,46	72,41	23,06	2,84	137,93
Rota 3	281,87	-----	533,91	-----	42,35	-----	199,85
Rota 4	266,46	4,81	488,82	19,88	24,49	0,72	105,18
Rota 5	304,24	-----	446,60	-----	33,62	-----	125,52
Rota 6	260,90	10,89	433,23	36,75	31,93	1,05	120,48
Rota 7	242,14	-----	487,83	-----	36,20	-----	152,35
Rota 8	230,69	25,13	458,31	16,81	29,77	1,23	119,04
Rota 9	287,6	13,99	547,83	22,30	29,88	2,65	145,42
Rota 10	291,87	4,62	528,82	1,05	28,80	1,00	133,48
Rota 11	304,17	16,87	545,45	16,40	28,77	2,39	139,32

Os baixos valores do limite de escoamento apresentados para amostras tratadas termomecanicamente, com exceção das amostras que utilizaram a rota 2, em relação ao material como recebido, justificam-se pela recristalização produzida pelo ciclo de austenitização. Durante a fabricação dos tubos pelo processo UOE, o encruamento produzido pela deformação plástica aproxima os valores do limite de escoamento e limite de resistência. O tempo de 15 minutos durante a austenitização foi o suficiente para que houvesse nucleação e crescimento de novos grãos sem deformação plástica acumulada.

A figura 4.12 faz um comparativo entre o limite de resistência e escoamento em relação a todas as rotas incluindo o material na condição de recebido (CR).

Evidenciando que as amostras sujeitas a rota 2 possuem valores de propriedades destacadas em relação as outras rotas realizadas.

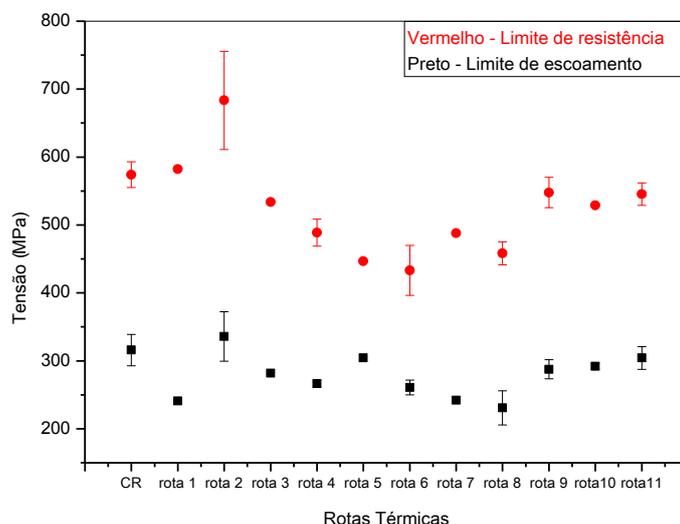


Figura 4.12 - Comparativo entre as tensões elásticas e últimas de todas as rotas mais o material na condição de recebido.

A comparação entre as diversas deformações alcançadas mediante as 11 rotas mais a condição como recebido (CR) pode ser visualizado com a figura 4.13. Conforme a figura 4.13, observa-se que apenas amostras da rota 2 não ultrapassaram o valor de alongamento da amostra como recebido mas é importante perceber que os valores são praticamente idênticos quando considera-se o desvio padrão. A rota 3 surge como ponto em destaque na figura 4.13, exibindo desta forma a melhor condição para alongamento. Esse alto valor de alongamento pode ser justificado através da formação isotérmica da ferrita granular. O Banho em chumbo por 30 minutos decresceu a densidade de discordâncias mas para a comprovação seriam necessárias medidas de microscopia de transmissão.

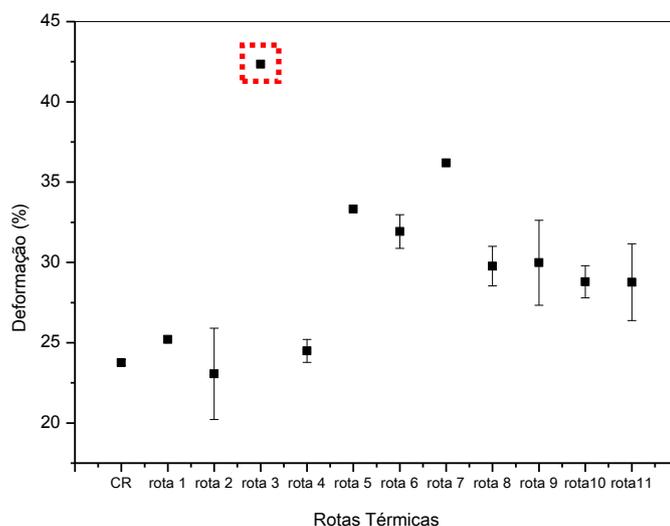


Figura 4.13 - Evolução das rotas térmicas em relação a propriedade de alongamento. Em destaque a rota 3.

A fim de avaliar a rotas que sofreram tratamentos em banho de chumbo (450, 500 e 550°C) em tempos distintos (15 segundos e 30 minutos) os gráficos mostrados a partir das figuras 4.14(A) e 4.14(B), trazem uma diferença entre os limites de escoamento e limite de resistência para tempos de banho diferentes, Pontos em Vermelho representam banho isotérmico de 15 segundos enquanto que pontos em preto representam banho isotérmico de 30 minutos. Propriedades de limite de escoamento e limite de resistência para o tratamento a banho de chumbo por 15 segundos praticamente se mantiveram constantes.

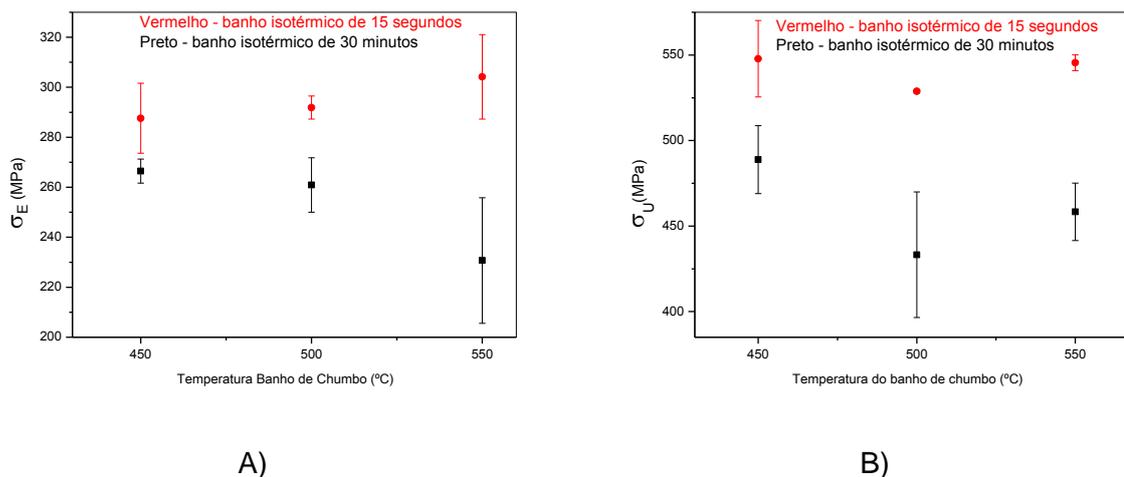


Figura 4.14 - A) limite de escoamento versus tratamento isotérmico. B) limite de resistência versus tratamento isotérmico.

Rota 2

De acordo com a tabela 4.1, das amostras que foram submetidas a diversas rotas as que apresentaram as melhores propriedades mecânicas foram as que passaram pela rota 2. A microestrutura apresentada referente às amostras que passaram através da rota 2 (aquecida → laminada → resfriada em água) contida no tópico 4.2, figura 4.5(A), apresentou as fases de ferrita acicular em pequenas quantidades e ferrita granular em grandes quantidades que permitiram atingir valores de limite de resistência elevados. Em trabalhos recentes, como Ghosh *et al* (2003), alcançaram valores bastante significativos com a presença de 91% de ferrita granular. O tamanho de grão revelou-se outro fator que contribuiu para a elevação tanto do limite de escoamento e de resistência, pois quanto menor o tamanho de grão, de acordo com a equação 2.1, Hall-Petch, maior a resistência mecânica. O tamanho dos grãos de acordo com a figura 4.5(A) possui valores de 4 a 5 μm , grãos esses refinados que em comparação com outras rotas são menores. Para efeito de comparação, a rota 11 possui um tamanho de grão de cerca de 7,5-10 μm .

Outra característica de tamanhos pequenos de grão é o número maior de contornos que fará parte da microestrutura, permitindo assim uma maior quantidade de orientações cristalográficas diferentes. Uma maior quantidade de contornos de grãos restringe ainda mais a locomoção das discordâncias por funcionarem como barreiras. Conforme Kraus & Thompson (1995), a ferrita granular é um microconstituente que possui um elevado número de discordâncias, a quantidade

enorme de discordâncias na ferrita granular pode ser gerada a partir da deformação da rede cristalina durante a transformação que forma o microconstituente, conforme Ghosh *et al* (2003).

A alta densidade de discordâncias afeta tanto a região elástica e plástica da curva tensão deformação. A região elástica depende do empilhamento nos planos preferenciais e da locomoção das discordâncias. A região plástica por sua vez depende da multiplicação, que afeta a deformação plástica do material, concentrando-se nos contornos e aumentando assim os valores de tensão atingidos. Todos esses fatores em conjunto citados acima contribuíram para os valores de limite de escoamento e resistência conseguidos através dos tratamentos realizados a partir da rota 2.

Há ainda a se considerar a possibilidade de formação de carbeto de nióbio por exemplo. Embora estes finos precipitados não tenham sido observados em nosso trabalho devido a escala de observação, os carbonetos de nióbio são formados em quantidades altas quando resfriados continuamente, mas com velocidades baixas, conforme Jun *et al* (2003), esses carbonetos de nióbio funcionam como bloqueadores do movimento de discordâncias. O titânio também forma carbonetos em menores quantidades, mas com estruturas muito finas, Show *et al* (2010), que impedem o movimento de discordâncias.

O elemento cobre influencia o limite de escoamento e limite de resistência principalmente em quantidades superiores a 0,25% em massa, segundo Hwang *et al* (2009). De acordo com a tabela 3.1, a composição de cobre em massa para o presente estudo foi de 0,23%, o que pode ter formado precipitados de ϵ -Cu que funcionam como barreiras para discordâncias. O baixo alongamento e a alta resistência produzida para esta condição nos levam a supor a existência destes finos precipitados. Para confirmar a existência desses finos precipitados e carbonetos de titânio, vanádio e nióbio são necessários a realização de microscopia eletrônica de transmissão. Devido à ausência de nitrogênio na composição química, conforme a tabela 3.1, a formação de carbonitretos não pode ser mencionada.

Rota 3

A rota 3 apresentou o microconstituente ferrita granular, conforme exibido na figura 4.4(A) e 4.4(B). Apesar deste microconstituente ser idêntico ao encontrado na rota 2 e possuir tamanho de grão similar, pode-se concluir que houve forte influência da quantidade de grânulos e do tempo de banho isotérmico ao qual foi submetida a rota. A temperatura de banho 450°C durante 30 minutos pode ter favorecido o processo difusional do carbono existente na cementita dos grânulos, o que acarretou em grãos com baixa quantidade de grânulos e assim grãos de ferrita granular com baixa densidade de discordâncias o que provavelmente influenciou os valores de limite de escoamento e última.

Rota 3, 5 e 7

No comparativo entre os valores encontrados na tabela 4.1 para as rotas que sofreram banho de chumbo por 30 minutos e não sofreram deformação advinda da laminação (rotas 3, 5 e 7), a rota 3 foi a que obteve melhores resultados em relação a limite de resistência e alongamento percentual (533,91 MPa e 42,35%). Esses

resultados podem ser correlacionados com a densidade de discordâncias e com a possível presença do constituinte M/A co-existindo com os grânulos na matriz ferrítica. Analisando as rotas 5 e 7, pode-se ver através das figuras 4.2(A) e 4.2(B) que apresentaram, em destaque, a presença de ferrita poligonal. A ferrita poligonal é uma fase que, segundo Krauss & Thompson (1995), apresenta baixa densidade de discordâncias o que faz as propriedades mecânicas decrescerem. Ao mesmo tempo a rota 5 apresenta um limite de escoamento maior que a rota 7 (304,24 MPa e 242,14MPa) e um alongamento menor (33,32% e 36,20), comparando as imagens de microscopias ópticas na figura 4.2(A) e 4.2(B) nota-se a quantidade de ferrita poligonal mais acentuada na figura 4.2(A); o que pode ter influenciado o limite de escoamento, já que a ferrita poligonal não apresenta subestruturas e baixos níveis de discordâncias. Devido à ausência das imagens de microscopias eletrônicas de varredura para as rotas 5 e 7, torna-se impossível a quantificação deste microconstituente para melhor avaliação de sua eficácia.

Rotas 4, 6 e 8

As amostras submetidas às rotas 4, 6 e 8, rotas estas cujas amostras sofreram laminação antes de ir ao banho de chumbo por 30 minutos, apresentaram semelhantes comportamentos em relação ao limite de escoamento e limite de resistência; considerando-se aqui a dispersão de valores (desvio padrão) para cada rota. As amostras que realizaram a rota 4 (aquecimento → laminação → banho de chumbo a 450°C por 30 minutos) apresentaram valores levemente superiores às amostras que passaram pelas rotas 6 (laminada → banho de chumbo a 500°C/30 min) e 8 (laminada → banho de chumbo a 550°C/30 min). Esta pequena diferença pode ser justificada por uma aparente maior fração volumétrica da ferrita granular (grânulos menores) sendo necessárias medidas quantitativas desta fase.

Rotas 9, 10 e 11

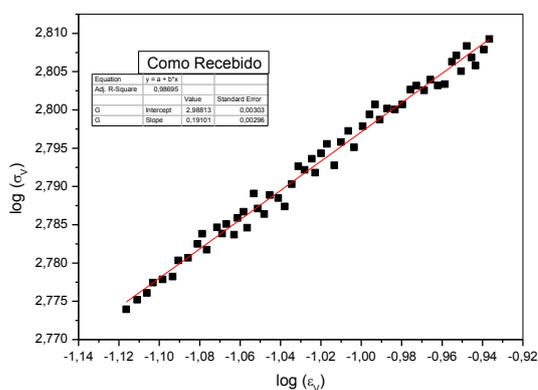
Os resultados das rotas 9, 10 e 11 são bastante similares, possuindo a rota 11 o maior valor de limite de escoamento 304,17 MPa e a rota 9 o valor mais alto para o limite de resistência. Nas amostras submetidas a este conjunto de rotas, a fase presente em maior quantidade foi a ferrita poligonal, como mostrada nas figuras 4.7(A), 4.8(A) e 4.9(A). O tamanho de grão em torno de 10µm é o mesmo para todas essas rotas. Analisando a evolução das figuras 4.7(A), 4.8(A) e 4.9(A) nota-se a presença do possível constituinte M/A em maiores quantidades conforme o aumento da temperatura do banho isotérmico sendo mais aparente na figura 4.9(B) para o banho a 550°C. Como discutido anteriormente, o constituinte M/A confere propriedades de maior rigidez à fase matriz ferrítica por ser mais duro devido à presença da fase martensita no constituinte. A partir das imagens obtidas para as amostras em que foram realizadas as rotas 9, 10 e 11 pode-se concluir que os grânulos da fase ferrita granular ainda estão em formação. O tempo de 15 segundos não foi suficiente para a completa transformação. Nestes resultados observam-se as maiores quantidades na faixa de temperatura da ordem de 550°C. Resultados semelhantes foram obtidos por Jun *et al* (2006) e Hwang *et al* (2009), que mostraram que o teor deste microconstituente diminui com o decréscimo da temperatura sendo necessário tempos superiores a 15 segundos.

4.5 Coeficiente de Encruamento

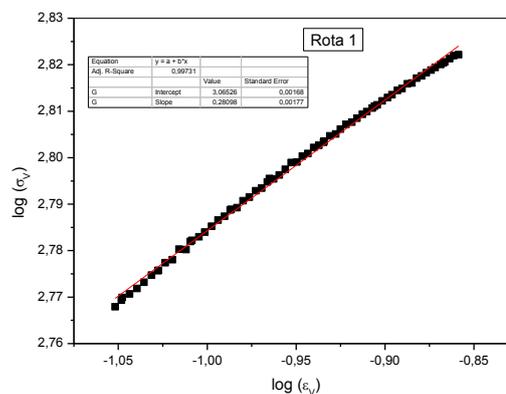
Conforme observado na figura 4.11 algumas rotas apresentaram um comportamento descontínuo do limite de escoamento, figuras 4.11 (C), 4.11(D), 4.11(E), 4.11(F), 4.11(G) e 4.11(H). Essa descontinuidade é uma flutuação do limite de escoamento na região de transição do regime elástico para o plástico e possui ligação direta com a teoria de discordâncias. Em artigos recentes, Yan *et al* (2009), Movahed *et al* (2009) e Antoine *et al* (2005) tem utilizado o coeficiente de encruamento para avaliar a mudança do comportamento da tensão com os microconstituintes e conjuntamente avaliar a presença ou não de carbonetos de elementos microligados em aços através das transformações de fase.

Logaritimizando o gráfico que correlaciona a tensão verdadeira com a deformação verdadeira, equação 2.2, foram construídos 11 gráficos para cada uma das 11 rotas e para o material como recebido, gráfico $\log(\sigma_v)$ versus $\log(\varepsilon_v)$, exibidos na figura 4.15 e 4.16 com a finalidade de correlacionar os diferentes coeficientes angulares, coeficiente de encruamento, com os respectivos microconstituintes e as propriedades mecânicas.

A partir dos gráficos obtidos nas figura 4.15 e 4.16, os valores do coeficiente de encruamento para região plástica foram calculados através do coeficiente angular da reta para cada rota. A tabela 4.2 foi construída para comparação dos valores dos coeficientes com as rotas associadas. Ao analisar a tabela 4.2, o material como recebido (CR) apresentou o menor valor de coeficiente de encruamento (0,191) este baixo valor pode ser atribuído ao processo de conformação plástica para produção do tubo, processo UOE, que proporcionou o encruamento das chapas do aço API X70 após a produção dos tubos.



A) CR



B) Rota 1

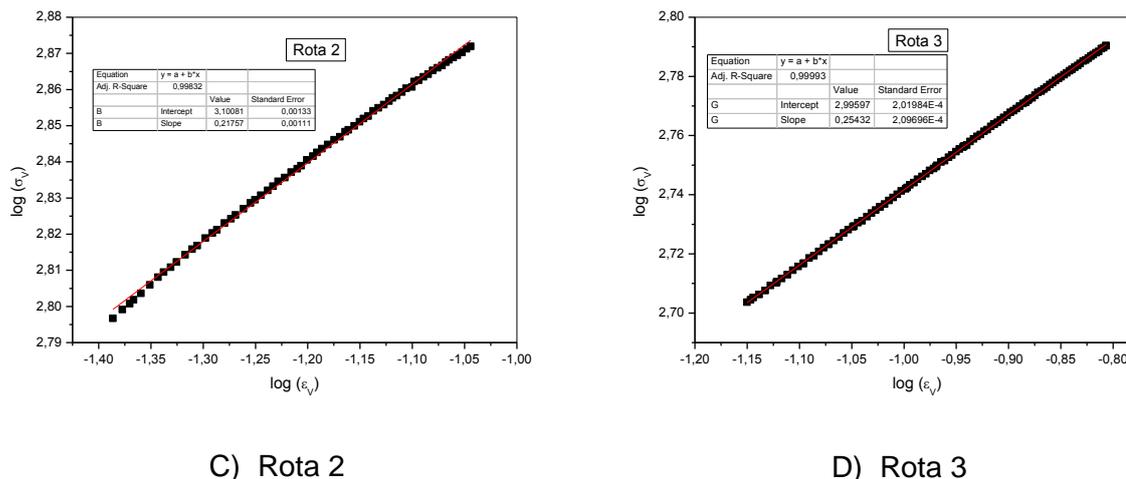


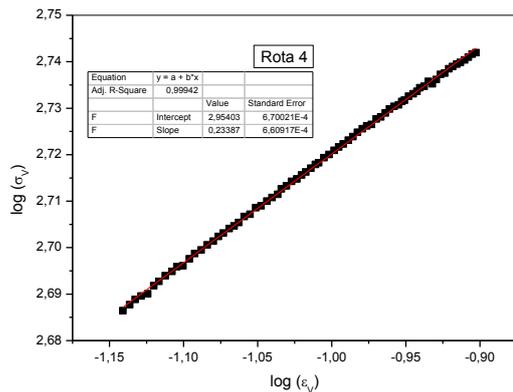
Figura 4.15 - A) Material como Recebido (CR). B) Rota 1. C) Rota 2. D) Rota 3

As amostras que sofreram o tratamento térmico através da rota 1 (aquecida → resfriada em água) obtiveram a maior taxa de resfriamento entre todas as rotas, apesar da microscopia eletrônica de varredura (Figura 4.5(A) e 4.5(B)) não exibir de forma clara qual fase predominante, o valor do coeficiente de encruamento pertencente a esta rota foi o mais alto. Possivelmente a rota 1 apresentou ferrita acicular pois foi submetida a maior taxa de resfriamento.

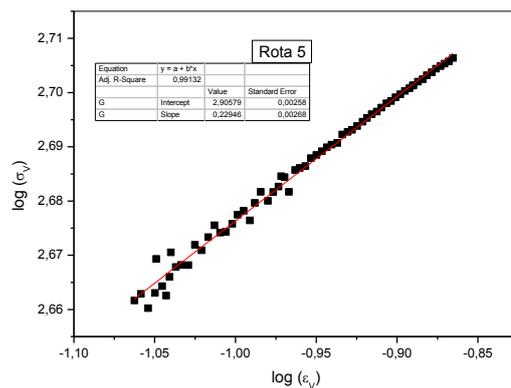
As amostras submetidas a rota 2 (aquecida → laminada → resfriada em água) foram as que obtiveram o valor mais baixo para o coeficiente de encruamento, 0,217. Conforme Yan *et al* (2009), microconstituintes diferentes possuem valores de coeficientes de encruamento que podem caracterizar a fase existente após um tratamento termomecânico. As amostras submetidas à rota 2 possuíam um verdadeiro mistura microestrutural (Ferrita acicular, Ferrita granular, Austenita Retida) o que afetou diretamente suas propriedade de limite de escoamento e limite de resistencia justificando o valor encontrado o menor dentre todas as rotas e caracterizando de maneira única as fases presentes.

As amostras que foram tratadas termicamente através da rota 3 (aquecida → banho de chumbo a 450°C/30 min) possuíam um valor bem característico de 0,254 para o coeficiente N, o que pode ser associado a fase ferrita granular de alta e baixa quantidade de grânulos.

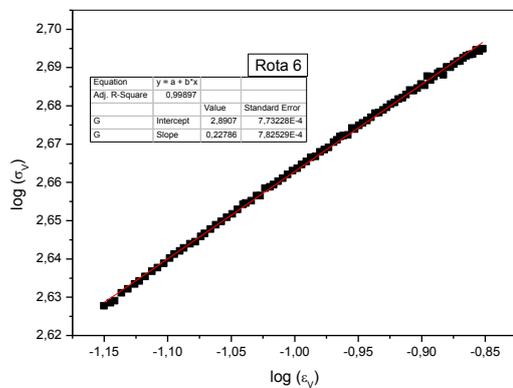
Os valores intermediários das amostras que utilizaram as rotas 4, 5 e 6, figura 4.16, possibilitam atribuir um microconstituente idêntico para essas rotas diferenciando-se na fração volumétrica das fases presentes. Para as condições de caracterização empregadas não foi possível quantificar separadamente estes constituintes.



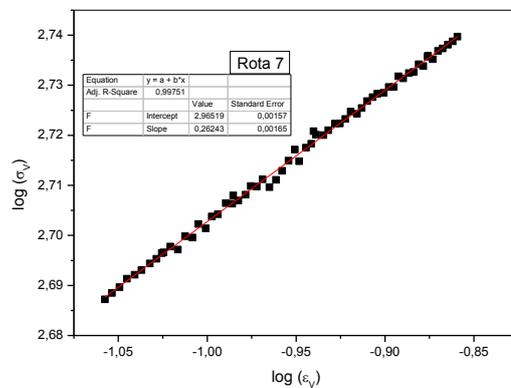
A) Rota 4



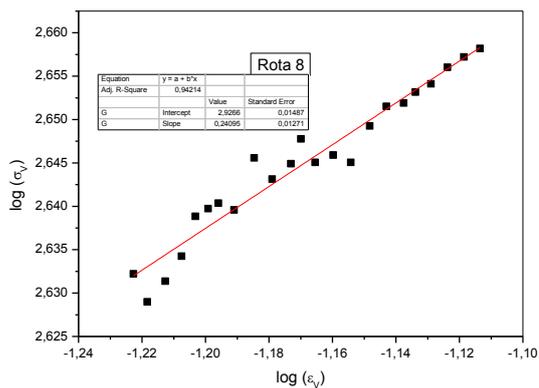
B) Rota 5



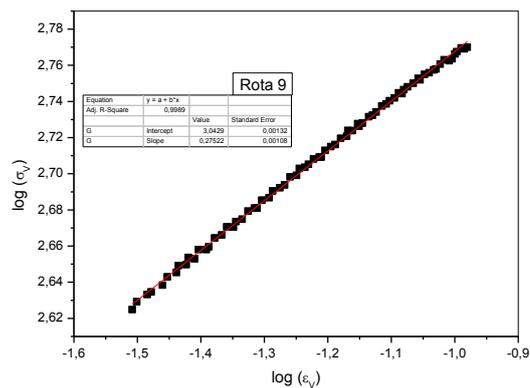
C) Rota 6



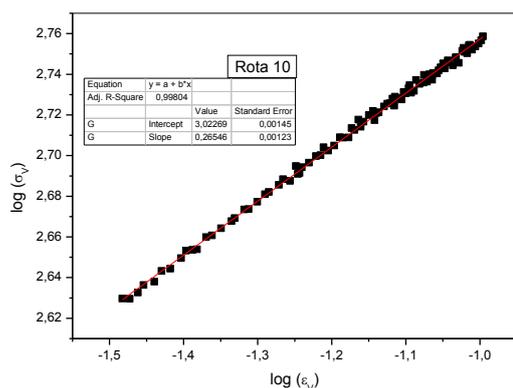
D) Rota 7



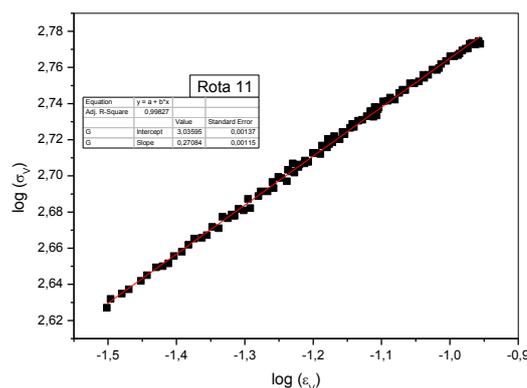
E) Rota 8



F) Rota 9



G) Rota 10



H) Rota 11

Figura 4.16 - comportamento do log da tensão verdadeira versus o log da deformação verdadeira. A) Rota 4. B) Rota 5. C) Rota 6. D) Rota 7. E) Rota 8. F) Rota 9. G) Rota 10. H) Rota 11.

As amostras submetidas à rota 7 (aquecida → banho de chumbo 550°C/30 min) possuem valor de coeficiente de encruamento muito próximo das amostras tratadas termomecanicamente, rotas 3 e 10, o que permite atribuir existência de ferrita granular de baixa quantidade de grânulos e ferrita poligonal, como as imagem de microscopias óptica (figura 4.2 (B)).

Tabela 4.2 - Rotas e seus respectivos coeficientes de encruamento, limite de resistência, alongamento e fases constituintes das rotas. Onde: FG(QA)= ferrita granular com quantidade alta de grânulos. FG(QP) = Ferrita granular com quantidade pequena de grânulos. FA = Ferrita Acicular. FP = Ferrita Poligonal.

Rota	Coeficiente de encruamento (N)	Coeficiente de correlação (R^2)	Limite de resistência (MPa)	Deformação (%)	Fase constituinte no MEV
CR	0,191	0,987	574,11	23,76	Ferrita + Perlita
1	0,280	0,994	582,05	29,85	FA
2	0,217	0,974	683,46	23,06	FA+FG (QA)
3	0,254	0,999	533,91	42,35	FG(QA)+FG(QP)
4	0,234	0,999	488,82	24,49	
5	0,229	0,999	446,60	33,62	
6	0,228	0,998	433,23	31,93	
7	0,262	0,997	487,83	36,20	
8	0,241	0,942	458,31	29,77	
9	0,275	0,998	547,83	29,88	FP
10	0,265	0,998	528,82	28,80	FP
11	0,270	0,998	545,45	28,77	FP

As amostras que sofreram tratamentos usando as rota 9, 10 e 11 apresentaram valores muito próximos de coeficiente de encruamento, o que caracteriza o intervalo de valores do coeficiente (N), a partir de 0,265 até 0,275, a existência de ferrita poligonal em quantidades elevadas. Para as amostras sujeitas a rota 9, a que obteve o valor mais alto, entre as rotas 9, 10 e 11, do coeficiente de encruamento também foi conferido o valor maior de limite de resistência. Em relação ao alongamento, de acordo com Movahed *et al* (2009), os coeficientes de encruamento são bons indicativos da ductilidade do material.

Assim percebe-se que a rota 2, a que obteve o menor valor de N em relação as outras rotas, foi a que obteve o menor valor de deformação. Esta baixa capacidade de encruar reforça a idéia da presença de finos precipitados que só poderão ser visualizados em uma escala de observação somente atingida com microscopia eletrônica de transmissão.

5. CONCLUSÕES

1. As amostras que efetivamente elevaram suas propriedades mecânicas de limite de escoamento e limite de resistência foram as submetidas à rota 2 (aquecimento a 950°C → laminada → resfriada em água). As amostras apresentaram um valor médio de limite de resistência, superior a condição mínima imposta através da norma API 5L OCT para os aço API 5L X80, cujo valor mínimo de limite de resistência é 625MPa;
2. A microestrutura ferrita granular formada nas amostras submetidas a rota 3 (aquecimento a 950°C → banho de chumbo a 450°C por 30 minutos) apresentou valores elevados de alongamento 42,35%. Portanto este tipo de morfologia granular permite ao aço API 5L X70 a aplicação em condições severas, offshore, onde a ductilidade / tenacidade é característica fundamental;
3. A ferrita granular obtida pela rota 3 (aquecimento a 950°C → banho de chumbo a 450°C por 30 minutos) apresenta grânulos mais grosseiros em relação a rota 2. Isto nos leva admitir que outro tipo de mecanismo de endurecimento foi produzido através da rota 2, provavelmente uma precipitação, para justificar o baixos valores de alongamento de 23,06%;
4. A presença de sítios do constituinte M/A juntamente com a formação da ferrita granular em temperaturas da ordem de 550°C torna evidente a existência dos mecanismos de difusão e cisalhamento em tratamentos isotérmicos em tempos superiores a 15 segundos;
5. O tempo de banho de 15 segundos é insuficiente para definir (fazer crescer) a ferrita granular independente da temperatura;
6. O coeficiente de encruamento pode servir como um modelo de previsão microestrutural.
7. O baixo valor do coeficiente de encruamento e alto valor de deformação para as amostras submetidas à rota 3 possibilitam o aumento do limite de escoamento e de resistência através de deformação plástica realizadas a frio.

6. TRABALHOS FUTUROS

Estudar sob condições de resfriamento contínuo as morfologias que existirão no API 5L X-70 e assim a construção de um diagrama CCT.

Obtenção de imagens de microscopia eletrônica de transmissão com o objetivo de caracterizar a ferrita granular e seus constituintes de segunda fase: austenita retida e constituinte M/A. Além da visualização dos precipitados de vanádio, titânio e nióbio e ϵ -Cu.

Estudar as transformações de fase através de tratamentos isotérmicos para diversos tempos e suas propriedades mecânicas respectivas.

Realização de experimentos em condições de resfriamento contínuo para diversas taxas de resfriamento com o objetivo de correlacionar microestrutura e coeficiente de encruamento criando assim um modelo de previsão microestrutural para o aço API 5L X70.

Estudar o comportamento da microestrutura granular sob condições dinâmicas, realizando ensaios de fadiga e charpy.

Investigar a correlação da quantidade de ferrita granular e seus efeitos sobre as propriedades mecânicas tanto para o resfriamento contínuo e também para tratamentos isotérmicos.

Efeito do percentual de deformação imposto na laminação sobre a formação de morfologias aciculares e granulares.

7. TRABALHOS PUBLICADOS

1. OBTENÇÃO DE FERRITA ACICULAR EM AÇOS API 5L-X70 ATRAVÉS DE TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS (CONEM 2010).
2. OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DA FERRITA GRANULAR EM UM AÇO API 5L-X70 SUBMETIDO A DIFERENTES ROTAS TERMOMECÂNICAS (CBECIMAT 2010).
3. RELAÇÃO MICROESTRUTURA / PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO API 5L-X70 SUBMETIDO A DIFERENTES ROTAS TERMOMECÂNICAS (CBECIMAT 2010).

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

API SPECIFICATION, Specification for line pipe 2007. US, 2007. 167 Pages.

ABDALLA, A.J; HASHIMOTO, T.M; PEREIRA, M.S; ANAZAWA, R.M. *Formação da fase Bainítica em aços de baixo carbono*. Revista Brasileira de aplicação de vácuo, Vol 25, N^o 3: 175-181, 2006.

ANTOINE, P; VANDERPUTTE, S; VOGT, J.B. *Effect of microstructure on strain-hardening behavior of a Ti-IF Steel grade*. ISIJ International, Vol 45 N^o3: 399-404, 2005.

ANUÁRIO ESTATÍSTICO BRASILEIRO DO PETRÓLEO, GÁS NATURAL E BIOCOMBUSTÍVEIS 2009, Rio de Janeiro, 8-225, 2009.

ASM. *Metallographer's Guide: Irons and Steels*. US, ASM, 2002. P7-8.

B.K.SHOW, R.VEERABABU, R.BALAMURALIKRISHNAM, G.MALAKONDAIAH. *Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel*. Materials Science and Engineering, A527: 1595-1604, 2010.

BHADESHIA, H.K.D.H. *Bainite in Steels: Transformation, Microstructure and Properties*. Second Edition. Cambridge, IOM communications LTD, 2001. 454 pages.

BOL'SHAKOV, V.I; SUKHOMILIN, G.D; KUKSENKO, V.I. *Structure of acicular ferrite part 1*. Metal Science and Heat Treatment, VOL 51: 365-371, 2009.

CAI, MINGHUI; DING, H; ZHANG, J; LI, L; *Effect of silicon and prior deformation of austenite on isothermal transformation in low carbon steels*. Acta Metallurgica Sinica (English Letters) Vol 22 N^o2: 100-109, 2009.

DIETER, G.E. *Metalurgia Mecânica*. 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981. 653p.

Doherty, R.D; Hughes, D.A; Humphreys, F.J; Jonas, J.J; Jensen, D.J; Kassner, M.E; King, W.E; McNelley, T.R; McQueen, H.J; Rollett, A.D. *Current issues in recrystallization: a review*. Materials Science and Engineering, A238: 219-274, 1997.

GARCIA, A; SPIM, J.A; SANTOS, C.A. *Ensaaios dos Materiais*. 1 ed. São Paulo, LTC, 2008. 247p.

GORNI, A.A; MEI, P.R. *Aços alternativos ao HY-80 sem necessidade de aplicação de têmpera e revenido*. Metalurgia e Materiais. Ouro Preto, 56(4): 287-293, out/dez. 2003.

GHOSH, A; DAS, S; CHATTERJEE, S; MISHRA, B; RAO, P.R. *Influence of Thermo-mechanical processing and different post cooling techniques on structure and properties of an ultra low carbon Cu bearing HSLA forging*. Materials Science and Engineering. A348: 299-308, 2003.

H. K. D. H. Bhadeshia; Honeycombe, R. *Steels Microstructure and Properties*. 3^o Edition, UK, Elsevier, 2006. 335 pages.

HWANG, B; LEE, C.G; LEE, T.H. *Correlation of Microstructure and Mechanical Properties of Thermomechanically Processed Low-Carbon Steels Containing Boron and Copper*. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, Volume 41: 85-96, 2010.

JUN, H.J; KANG, J.S; SEO, D.H; KANG, K.B; PARK, C.G. *Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels*. Materials Science and Engineering A, A422: 150-162, 2006.

JUN, H.J; KANG, J.S; SEO, D.H; KANG, K.B; PARK, C.G. *Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels*. Materials Science and Engineering A, A422: 150-162, 2006.

JUN, H.J; KANG, K.B; PARK, C.G. *Effects of cooling rate and isothermal holding on the precipitation behavior during continuous casting of Nb-Ti bearing HSLA steels*. Scripta Materialia, Vol 49: 1081-1086, 2003.

KALWA, C; HILLEBRAND, H.G; GRÄF, M. *High strength steel pipes: new developments and applications*. Onshore pipeline conference, Houston, June, 2002, 12p.

Kassner, M.E; King, W.E; McNelley, T.R.; McQueen, H.J; Rollett, A.D. *Current issues in recrystallization: a review*. Materials Science and Engineering, A238: 219-274, 1997.

KIM, Y.M; LEE, H; KIM, N.J. *Transformation behavior and microstructural characteristics of acicular ferrite in linepipe steels*. Materials Science and Engineering A, A478: 361-370, 2008.

KNEISSL, A,C; BALDINGER, P. *Structure and properties of TM processed HSLA Steels*. Journal de Physique IV, volume 3: 77-81, Novembre. 1993.

KRAUS, G; THOMPSON, S.W. *Ferrite microstructures in continuously cooled low and ultralow carbon steels*. ISIJ, VOL 35, No 8: 937-945, 1995.

KREMNEV, L.S; SVISHCHENKO, V.V; CHEPRASOV, D.P. *Structure and Mechanism of formation of granular bainite in steel 20Kh2NaCh*. Metal Science and Heat Treatment, Volume 39: 367-370, 1997.

KREMNEV, L.S; SVISHENKO, V.V; CHEPRASOV, D.P. *Rate range for formation of granular bainite in decomposition of austenite of steel 20Kh2NaCh*. Metal Science and Heat Treatment, Vol 40: 194-196, 1998.

Line pipe: para cada necessidade, uma solução. *Tenaris Confab*, São Paulo, 35: 1-12, outubro.2007.

LLEWELLYN, D.T; HUDD, R.C. *Steels: Metallurgy & Applications*. 3^o Edition, UK, Elsevier, 1998, 403 pages.

MAZANKOVÁ, E; MAZANEC, K. *Physical Metallurgy characteristics of the M/A constituent formation in granular bainite*. *Journal of Processing Technology*. Vol 64: 287-292, 1997.

MOVAHED, P; KOLAHGAR, S; MARASHI, S.P.H; POURANVANI, M; PARVIN, N; *The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets*. *Materials Science and Engineering A518*: 1-6, 2009.

PLAUT, R.L; GORNI, A.A; NAKASHIMA, J,T; PEREIRA, M.M; SILVEIRA, J.H.D. *Estudo das propriedades mecânicas do aço API X70 produzido através de laminação controlada*. 45^o Seminario de Laminação- processos e produtos laminados e revestidos, Porto de Galinhas, Outubro, 2008. 11p.

QIAO, Z.X; LIU, Z.C; GAO, Z.M. *Formation mechanism of granular bainite in a 30CrNi3MoV steel*. *Journal of alloys and compounds*, 475: 560-564, 2009.

ROTHERY, W.H. *Estrutura das ligas de ferro: introdução elementar*.1ed. São Paulo, Edgar Blucher, 1968. 214p.

SALEH, M.H; PRIESTNER, R. *Retained austenite in dual phase silicon steels and its effect on mechanical properties*. *Journal of Processing Technology* 113: 587-593, 2001.

SHANMUNGAM, S; RAMISETTI, N.K; MISRA, R.D.K; MANNERING, T; PANDA, D; JANSTO, S. *Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels*. *Materials Science and Engineering A460-461*: 335-343, 2007.

SILVA, A.L.V.C; MEI, P.R. *Aços e Ligas especiais*. 1.ed. São Paulo, Blucher, 2006. 637p.

TANAKA, T; *Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel*. International Conference Microalloying, p.165-181, Warrendale, Pittsburgh, 1995.

V. I. Spivakov, E. A. Orlov, P. L. Litvinenko, A. V. Nogovitsyn. *Kinetics of Austenite Transformation and Bainite Structure Formation during Strain-Heat Hardening of Low-Perlite Steel X70 (X65) (API 5L Gr X-60, API 5L Gr X-70) Plates for Gas Pipelines*. *Metallurgical and Mining Industry*, Vol. 2, No. 1: 39-42, 2010.

XIAO, F; LIAO, B.; REN, D; SHAN, Y; YANG, K. *Acicular ferritic microstructure of a low-carbon Mn-Mo-Nb microalloyed pipeline Steel*. *Materials Characterization*, 54: 305-314, 2005.

XIAO, F; LIAO, B; SHAN Y.Y; QIAO, G.Y; ZHONG, Y; ZHANG, C; YANG, K. *Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel*. Materials Science and Engineering A, A431: 41-52, 2006.

XIAO, F; LIAO, B; SHAN Y; YANG, K. Isothermal transformation of low-carbon microalloyed steels. Materials Characterization, 54: 417-422, 2005.

YAN, W; ZHU, L; SHA, W; SHAN, Y.Y; YANG, K. *Change of tensile behavior of a high-strength low alloy steel with tempering temperature*. Materials Science and Engineering A517: 369-374, 2009.

ZADEH, A.A;EGHBALI, B. *Mechanism of ferrite grain refinement during warm deformation of a low carbon Nb-Microalloyed Steel*. Materials Science and Engineering. A547: 219-225, 2007.

ZHAO, M.C; YANG, K; XIAO, F; SHAN, Y.Y. *Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels*. Materials science and engineering A 335: 126-136, 2003.