

BRUNO RYUDI SEKI

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO POSTERIOR AO
TRATAMENTO TÉRMICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO API 5L
X70**

Guaratinguetá

2013

BRUNO RYUDI SEKI

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO POSTERIOR AO
TRATAMENTO TÉRMICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO API 5L X70

Trabalho de Graduação apresentado ao
Conselho de Curso de Graduação em
Engenharia Mecânica da Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista, como parte
dos requisitos para obtenção do diploma de
Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do
Nascimento

Guaratinguetá

S463a	Seki, Bruno Ryudi Avaliação da influência da taxa de resfriamento posterior ao tratamento térmico nas propriedades mecânicas do aço API 5L X70 / Bruno Ryudi Seki – Guaratinguetá : [s.n], 2013. 51 f : il. Bibliografia: f. 49-51 Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013. Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento 1. Aço – propriedades mecânicas 2. Petróleo 3. Gás I. Título CDU 669.14
-------	---

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO POSTERIOR AO
TRATAMENTO TÉRMICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO API 5L
X70**

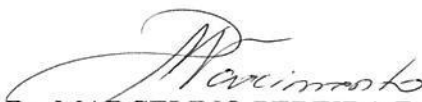
BRUNO RYUDI SEKI

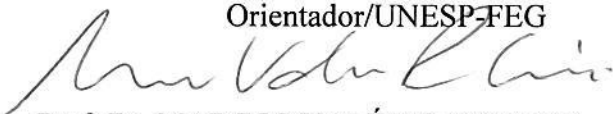
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO PARTE
DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE “**GRADUADO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**”

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. ANTONIO WAGNER FORTI
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dr. MARCOS VALÉRIO RIBEIRO
UNESP-FEG


Eng. Mestre RENATO ARAÚJO BARROS
UNESP-FEG

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a Deus, pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos, que foram fundamentais para a minha formação.

À minha família pelo imenso apoio e força. Aos meus pais *Hidetaka* e *Alice* que me proporcionaram educação e saúde para chegar até o presente momento, à minha irmã *Natalie*, que sempre me ajudou nos momentos difíceis.

Ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento* que me ajudou e me incentivou para a conclusão desse trabalho.

Ao caro *engenheiro Vitor Scarabeli Barbosa*, que me ajudou muito na preparação das amostras, análise metalográfica e obtenção das curvas tensão x deformação.

Aos funcionários técnicos do DMT: *Manoel Francisco dos Filhos*, por sua enorme colaboração durante o desenvolvimento dos ensaios de tração; *Wilson Roberto Monteiro* e *Célio José Souza*, pelo suporte e colaboração durante os tratamento térmicos e preparação das amostras.

À *TenarisConfab* que forneceu as chapas de aço para o presente estudo.

À minha *república (TNT)*, e aos seus moradores, onde moro desde que ingressei na faculdade e sem eles a vida acadêmica não teria sido tão prazerosa.

À todos os meus amigos que me apoiaram e que torceram por mim.

SEKI, B. R. Avaliação da influência do tipo de resfriamento após o tratamento térmico nas propriedades mecânicas do aço API 5L X70. 2013. Xx f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

Neste presente trabalho é realizado um estudo sobre as propriedades mecânicas do aço API 5L X70, com e sem tratamento térmico, com o intuito de avaliar a influência do resfriamento posterior ao tratamento térmico de austenitização por meio de um resfriamento ao ar (normalização) e um resfriamento brusco em óleo (têmpera). Este tipo de aço é conhecido por seus excelentes valores de resistência mecânica e ductilidade e é muito utilizado na fabricação de tubulações petrolíferas. O aumento da demanda energética incentivou a fabricação e estudo deste material. Embora este aço microligado dispense tratamentos térmicos posteriores, foi comprovado que a sua aplicação é muito vantajosa para esse tipo de aplicação, aumentando a dureza e a estabilidade plástica. Foi avaliado também que quanto mais rápida a velocidade de resfriamento, melhor serão essas propriedades.

PALAVRAS-CHAVE: Dutos para petróleo e gás. Velocidade de resfriamento. Aços API X70. Propriedades mecânicas.

SEKI, B. R. **Assessment of the influence of cooling after the heat treating on the mechanical properties of the API 5L X70 steel.** 2013. Xx f. Graduate Work (Graduate in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

In this work a study about the mechanical properties of the API 5L X70 steel, with or without heat treating, has been made, with the intention of assess the influence of cooling after the austenitization heat treating by air cooling (normalizing) and a rapid cooling with oil (tempering). This steel is known by high strength and ductility values and it is commonly used in the manufacture of oil pipes. The growing energy demand encouraged the study and manufacture of this material. Although this microalloyed dispense subsequent heat treatments, it was proven that its implementation is very advantageous for this type of application, improving hardness and plastic stability. It was also assessed that the faster the cooling rate is, the better will be these properties.

KEYWORDS: Oil and gas pipelines. Cooling rate. API X70 steel. Mechanical properties.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	8
1.1 OBJETIVO.....	9
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
2.1 IMPORTÂNCIAS DAS TUBULAÇÕES NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS NATURAL.....	10
2.2 OS AÇOS MICROLIGADOS	14
2.3 EFEITO DOS ELEMENTO DE LIGA NOS AÇOS MICROLIGADOS.	15
2.3.1 Efeito dos elementos de liga na temperatura de transformação	17
2.4 EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NOS AÇOS MICROLIGADOS	20
2.4.1 Tratamento térmico por austenitização	20
2.4.1 Taxa de resfriamento	20
2.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO.	21
2.5.1 Deformação Elástica.....	22
2.5.2 Deformação Plástica	23
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	24
3.1 MATERIAL	24
3.2 MÉTODOS	24
3.2.1 Orientação da retirada dos corpos-de-prova e análises realizadas	24
3.2.2 Ensaio de Análise Térmica Diferencial (DTA)	25
3.2.3 Tratamentos Térmicos	26
3.2.4 Ensaio de Tração	28
3.2.5 Análise Metalográfica	30
3.2.6 Ensaio de Microdureza Vickers	34
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	36
4.1 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS	36
4.2 MEDIÇÕES DE MICRODUREZA VICKERS	41
4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO	41
5 CONCLUSÕES.....	49

1 INTRODUÇÃO

O meio mais barato e frequente de se transportar petróleo e seus derivados é feito através de dutos de aço. O aumento da demanda energética incentivou a ampliação e construção de novos oleodutos e gasodutos que devem possuir elevados níveis de confiabilidade e segurança, pois nesse tipo de aplicação, acidentes causam perdas econômicas e ambientais e podem provocar danos humanos e materiais.

A partir de 1970 foi iniciada uma série de exigências para melhorias nos aços, como a melhoria na resistência mecânica e tenacidade, aumento da soldabilidade e resistência a corrosões induzidas pelo hidrogênio e soluções salinas. Tais aperfeiçoamentos deram origem a uma nova geração de aços, os aços microligados, que possuem uma microestrutura predominantemente acicular, altamente refinada e com baixos teores percentuais de elementos de liga e podem ser produzidos pela combinação de microligantes e por tratamentos termomecânicos. Estes aços apresentam maior resistência mecânica que os aços de baixo carbono idênticos, mantendo a ductilidade e a soldabilidade, e são destinados às estruturas onde a soldagem é um requisito importante (baixo carbono), assim como a resistência.

O surgimento dos aços microligados representa o desenvolvimento metalúrgico mais significativo das últimas três décadas, compreendendo atualmente mais de 20% do mercado mundial de aços estruturais.

O American Petroleum Institute tem desenvolvido normas para classificar materiais em função de suas aplicações e resistências. Especificamente para condução de petróleo e gás natural, a norma utilizada é a API 5L (2000).

Neste trabalho é avaliado o comportamento mecânico de aços microligados, conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Foi selecionado um aço utilizado em tubulações petrolíferas, o aço API 5L X70, fornecido em forma de chapa laminada pela TENARIS-CONFAB S.A. Foram usinados os corpos-de-prova para os ensaios de tração segundo a norma ASTM E8/E8M (2004). Os corpos-de-prova usinados foram divididos em três grupos: grupo 1, referente à condição “como-fornecido” (ou denominada como “CF” neste trabalho); grupos 2 e 3, referentes aos corpos-de-prova tratados termicamente e identificados como condições “RA” e “RO”. O tratamento térmico consistiu de austenitização à temperatura de 920°C num período de tempo de 40 minutos e com taxas de resfriamento de 2°C/s em ar (normalização) e 20°C/s em óleo (têmpera). Esses tratamentos térmicos com diferentes rotas de resfriamento foram realizados com o intuito de obter microestruturas

multiconstituídas, melhor comportamento mecânico, e assim fazer uma comparação real com as amostras sem tratamento (CF).

A usinagem e a caracterização foi feita exclusivamente utilizando os recursos laboratoriais e o apoio técnico da Faculdade de Engenharia em Guaratinguetá – FEG/UNESP.

Dos ensaios de tração foi possível medir a tensão de escoamento, a tensão de ruptura e o limite máximo de resistência à tração. Obtidos estes valores determinaram-se o alongamento percentual e o módulo de elasticidade em cada condição metalúrgica estudada.

No capítulo 2, são apresentadas as revisões bibliográficas pertinentes aos comportamentos e métodos a serem analisados. No capítulo 3, são descritos os métodos e equipamentos utilizados nesta pesquisa. No capítulo 4, mostram-se os resultados e respectivas discussões. No capítulo 5, elaboram-se as conclusões deste trabalho de pesquisa.

1.1 OBJETIVOS

Este trabalho de pesquisa foi elaborado com o intuito de avaliar as propriedades mecânicas do aço API 5L X70, simulando, através de tratamentos térmicos de têmpera e normalização, comparativamente à condição original, como recebido (processo termomecânico de laminação controlada).

As propriedades mecânicas avaliadas são: módulo de elasticidade, tensão de escoamento, tensão de ruptura e limite máximo de resistência à tração. Além disso, é feita uma análise metalográfica do material, bem como um estudo da microdureza do mesmo, para verificar a relação entre as microestruturas e as propriedades mecânicas resultantes dos tratamentos térmicos realizados na placa de aço API 5L X70.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 IMPORTÂNCIAS DAS TUBULAÇÕES NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS NATURAL

A necessidade atual de consumo de petróleo e gás natural, associada à grande demanda energética, vem estimulando a produção de tubulações próprias para seus transportes, que sejam capazes de operar em altas pressões e em diversos tipos de ambientes, desde as fontes de reservas até as refinarias e centros consumidores. Consequentemente, intensifica-se também a produção dos materiais que são utilizados nessas tubulações, que são os aços microligados. Segundo dados retirados do jornal O Globo (2013), o consumo de petróleo no Brasil passou de 1,97 milhão de barris por dia em 2003 para 2,93 milhões de barris no ano passado (+42%), enquanto a produção subiu de 1,5 milhão de barris por dia para 2,1 milhões (38,8%). De acordo com o informativo da Petrobras (2012), 47 milhões de toneladas são transportadas por via marítima, 396 milhões de m³ de petróleo, derivados e álcool são transportados através de 7517 km de oleodutos, por ano e 60 milhões de m³ de gás natural são transportados em 7107 km de gasodutos, por dia.

Devido às vantagens econômicas, ambientais e de segurança, o consumo de gás natural foi ampliado significativamente nos últimos anos. E crescerá ainda mais. Estima-se que o aumento médio anual, entre 2010 e 2015, será de 12,4%. Em 2015, a expectativa é a de que o fornecimento do produto chegue a 149 milhões de m³/dia, sendo 134 milhões de m³/dia movimentados pelos gasodutos da Transpetro.

Com o objetivo de garantir que o abastecimento desses elementos energéticos sejam eficientes, considerando que muitos centros de consumo estão distantes dos poços de distribuição, uma boa alternativa de transporte é a utilização de tubulações interligadas, criando linhas de transporte que apresentem maior flexibilidade, baixo custo e segurança. Os custos de construção e instalação de linhas de dutos é significativamente mais baratos do que o transporte por navio, avião, trem ou caminhão, além de poderem ser mais eficientes. Um exemplo que mostra claramente essa diferença está relatada no trabalho de pesquisas de Hippert (2004), que diz que com um dólar é possível transportar, em território norte-americano, uma tonelada de derivados de petróleo a uma distância de aproximadamente 8,0

km por via aérea, 30,5 km por rodovias, 72,5 km por ferrovias, 322 km pelo sistema hidroviário e 383 km através de linhas de dutos. Dutos também são o meio de transporte mais seguro, confiável e de maior regularidade para o transporte de óleo e gás natural através de vastas extensões territoriais. Segundo dados do Gabinete para Segurança de Dutos (*Office of Pipeline Safety*) do *National Transportation Safety Board – NTSB* dos EUA, no período de 1986-1994, o número de acidentes envolvendo dutos para transporte de petróleo e seus derivados ou matérias perigosas permaneceu praticamente estável, em torno de 80 ocorrências por ano, enquanto que no mesmo período, o próprio NTSB já registrou cerca de 50.000 acidentes por ano nas rodovias norte-americanas. No Brasil, a Agência Nacional do Petróleo (ANP) não possui dados estatísticos referentes a acidentes em dutos em território nacional.

O desenvolvimento de novas ligas na indústria das tubulações tem favorecido fortemente a redução de custos devido ao baixo investimento e consumo de energia por tonelada por quilômetro de fluido transportado. Os tubos mais frequentemente utilizados em tubulações petrolíferas são constituídos de aços da classe API (American Petroleum Institute), conhecidos como aços ferríticos microligados de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL).

De acordo com a norma API 2000, os aços são caracterizados em dois diferentes níveis de especificações de produto, PSL 1 e PSL 2 (PSL – Product Specification Level). O nível PSL 1 pode agrupar desde os graus A25 até X70 e o nível PSL 2 pode ser constituído desde o grau B até o X80 e eles são definidos por diferentes níveis de requisitos técnicos padronizados. Por exemplo, o nível PSL 2 possui requerimentos obrigatórios para o carbono equivalente, a tenacidade à fratura, resistência ao escoamento máximo e resistência à tração máxima. As especificações PSL englobam os graus A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 e X80, e qualquer grau intermediário maior do que o grau X42 até X80. Os tubos exigidos segundo essas especificações podem conter ou não costura e devem ser limitados para os níveis de especificação do produto (PSL), graus, tipos de tubos e restrições de tamanho. A tabela 2.1 a seguir, mostra algumas diferenças de especificações entre os níveis PSL 1 e PSL 2.

Tabela 2.1 – Algumas diferenças entre os níveis PSL 1 e PSL 2 (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Parâmetros	PSL 1	PSL 2
Graus	A25 até X70	B até x80
Soldagem do cordão	Qualquer processo	Qualquer processo, exceto soldagem a laser
Composição química		
%C máx. para tubos sem costura	0,28% para graus B e superior	0,24%
%C máx. para tubos com costura	0,26% para graus B e superior	0,22%
% P máximo	0,033% para graus A e superior	0,025%
%S máximo	0,033%	0,015%
Carbono equivalente	Sob exigências do cliente	Máx. para cada grau
Resistência ao escoamento, máximo	Não especificado	Máx. para cada grau
Resistência à tração, máximo	Não especificado	Máx. para cada grau
Tenacidade à fratura	Não requerida	Requerida para todos os graus

As tabelas 2.2 e 2.3 a seguir, indicam a composição química especificada dos aços que deve ser seguida para a fabricação dos tubos.

Tabela – 2.2. Requerimentos químicos para tratamento e análise em porcentagem em peso do produto PSL 1 segundo a especificação API 5L (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Grau e classe	Carbono máximo	Manganês máximo	Fósforo		Enxofre máximo	outros
			Mínimo	Máximo		
Sem costura						
A25, Cl I	0,21	0,60	0,045	0,030	0,030	--
A25, Cl II	0,21	0,60		0,080	0,030	--
A	0,22	0,90		0,300	0,030	--
B	0,28	1,20		0,300	0,030	Nb +
X42	0,28	1,30		0,030	0,030	Ti + V
X46, X52, X56	0,28	1,40		0,030	0,030	≤
X60, X65	0,28	1,40		0,030	0,030	0,15 %
X70						
Com costura						
A25, Cl I	0,21	0,60	0,045	0,030	0,030	--
A25, Cl II	0,21	0,60		0,080	0,030	--
A	0,22	0,90		0,030	0,030	--
B	0,26	1,20		0,030	0,030	Nb +
X42	0,26	1,30		0,030	0,030	Ti +
X46, X52, X56	0,26	1,40		0,030	0,030	+
X60	0,26	1,40		0,030	0,030	V
X65	0,26	1,45		0,030	0,030	≤
X70	0,26	1,65		0,030	0,030	0,15%

Tabela – 2.3. Requerimentos químicos e análise em porcentagem em peso do produto PSL 2 segundo a especificação API 5L (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Grau	Carbono, máximo	Manganês, máximo	Fósforo, máximo	Enxofre, máximo	Outros
Sem costura					
B	0,24	1,20	0,025	0,015	Nb +
X42	0,24	1,30	0,025	0,015	Ti +
X46, X52, X56	0,24	1,40	0,025	0,015	V
X60, X65, X70, X80	0,24	1,40	0,025	0,015	≤ 0,15%
Com costura					
B	0,22	1,20	0,025	0,015	
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	Nb +
X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	Ti +
X60	0,22	1,40	0,025	0,015	V
X65	0,22	1,45	0,025	0,015	
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	≤ 0,15%
X80	0,22	1,85	0,025	0,015	

As propriedades mecânicas de resistência ao escoamento e resistência à tração recomendadas pela norma API 5L são mostradas a seguir nas tabelas 2.4 e 2.5 para os níveis PSL 1 e PSL 2, respectivamente.

Tabela – 2.4. Requerimentos de tração para PSL 1 (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Grau	Tensão limite de escoamento, mínima (MPa)	Resistência à tração, mínima (MPa)
A25	172	310
A	207	331
B	241	414
X42	290	414
X46	317	434
X52	359	455
X56	386	490
X60	414	517
X65	448	531
X70	483	565

Tabela – 2.5. Requerimentos de tração para PSL 2 (SPECIFICATION 5L API, 2000).

Grau	Tensão limite de escoamento (MPa)		Resistência à tração (MPa)	
	Mínima	Máxima	Mínima	Máxima
B	241	448	414	758
X42	290	496	414	758
X46	317	524	434	758
X52	359	531	455	758
X56	386	544	490	758
X60	414	565	517	758
X65	448	600	531	758
X70	483	621	565	758
X80	552	690	621	827

2.2 OS AÇOS MICROLIGADOS

Os aços API 5L são divididos em variados graus que são classificados de acordo com seus valores de tenacidade e resistência mecânica que caracterizam o seu comportamento mecânico. Estes aços microligados apresentam em sua microestrutura a bainita, ferrita-perlita e/ou ferrita-martensita e são conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Os aços ARBL, caracterizados por sua elevada resistência mecânica (> 345 Mpa) e tenacidade e tamanho de grão fino ($\leq 6 \mu\text{m}$) dispensam tratamentos térmicos posteriores, o que reduz o tempo do processo de fabricação e os custos com energia. Suas propriedades mecânicas ajustadas pelo controle da composição química e pelo processo termomecânico, o refino do grão ferrítico e o endurecimento por precipitação de carbonitretos de nióbio (Nb), titânio (Ti) e/ou vanádio (V) que são tidos como os principais responsáveis pelos elevados níveis de resistência mecânica. Nesses aços o teor de carbono é mínimo ($<0,15\%$), de tal forma que se outros elementos de liga são adicionados em pequenas quantidades (nióbio, titânio ou vanádio) melhoram-se as propriedades mecânicas do aço: maior tenacidade à fratura, alta resistência à tração, resistência à fragilização por hidrogênio, boa soldabilidade (CHIAVERINI 2005).

Os aços com microestruturas do tipo bainítica têm propriedades superiores de resistência mecânica e tenacidade que os aços com microestruturas de ferrita e perlita (ou ferrita/martensita) e são considerados como aços de grau superior, tais como API X80 e API X100. Eles são também considerados como aços ARBL por ter um baixo teor de carbono

(COAT et al., 1999; SILVA, 2004). Aços com microestruturas refinadas de ferrita e perlita (ou ferrita/martensita) combinadas com o endurecimento por precipitação causado pela formação de carbonetos de Vanádio, Titânio ou Nióbio finamente dispersos na matriz da ferrita têm como consequência a boa correlação de resistência mecânica-tenacidade. Eles recebem denominação de graus API X52 até API X100 e são muito utilizados na indústria petrolífera. Um endurecimento residual também pode ser conseguido em função do processamento termomecânico que promove uma textura anisotrópica no material (MANOHAR; CHANDRA, 1998; HIPPERT, 2004).

Muitos aços ARBL são fornecidos na condição laminado a quente com microestrutura ferrítica-perlítica, com exceção dos aços obtidos por laminação controlada com uma microestrutura ferrítica acicular e aços bifásicos, com microestrutura constituída de martensita dispersa em uma matriz de ferrita poligonal. Esses dois tipos de aços usam a formação de estrutura tipo eutetoide (perlita) para reforço, enquanto aços ARBL perlíticos-ferríticos geralmente requerem reforçamento da ferrita. Por outro lado, a perlita é geralmente um agente de reforçamento indesejável em aços estruturais porque reduz a tenacidade ao impacto e requer alto teor de carbono.

2.3 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS MICROLIGADOS

A principal função dos elementos de liga nos aços ARBL é o aumento da resistência mecânica através do refinamento do grão, associada ao endurecimento por precipitação e por formação de solução sólida. Os teores dos elementos de liga influenciam na formação da solução sólida, enquanto que os efeitos que a liga e os tratamentos termomecânicos aplicados provocam influenciam no refino do grão e na precipitação.

Os elementos ligantes também influenciam a temperatura de transformação da austenita para ferrita e perlita durante o resfriamento acelerado. Quanto mais baixa a temperatura de transformação mais finas serão as granulações obtidas no produto, que é a maior fonte de endurecimento. Elementos como o silício, cobre e níquel associados a baixos teores de carbono, típico dos aços ARBL, são particularmente efetivos na produção de perlita fina. Elementos como o manganês e cromo, presentes na cementita e na ferrita, também reforçam a ferrita pelo processo de endurecimento por solução sólida.

Elementos de liga como o cromo, tungstênio, titânio, nióbio, vanádio, molibdênio e manganês associados com o ferro e o carbono influenciam na formação de carbonetos duros.

Manganês, níquel, cobalto e cobre são elementos que aumentam a faixa sobre a qual a austenita é estável, reduzindo a temperatura de transformação eutetóide e retardando a formação de carbonetos.

Pode-se melhorar a resistência mecânica dos aços ARBL através de efeitos combinados dos elementos microligantes por diversas formas, produtos obtidos através de laminação controlada podem sofrer uma maior redução do tamanho de grão pela incrementação de elementos microligantes, em especial o nióbio, embora o efeito da precipitação causada pela presença de vanádio e titânio vem sendo reportada por Coat et al., (1999).

O alumínio foi o primeiro elemento utilizado para se controlar o crescimento do grão austenítico durante o reaquecimento, além de ser usado também como um agente desoxidante. Durante o processo de laminação controlada, o nióbio e o titânio são refinadores de grãos mais efetivos que o alumínio. O vanádio pode também desenvolver um significativo acréscimo na resistência do aço, através da precipitação de carbonitretos de vanádio na ferrita, mas além do processo de laminação aplicada, depende também da composição química dos elementos adicionados ao aço.

O titânio é o único elemento de liga que auxilia nos mecanismos de precipitação e controla a formação de sulfetos. Pequenas concentrações de titânio ($<0,025\%$) são úteis para limitar o crescimento de grão da austenita.

O teor máximo de carbono contido nos aços ARBL é geralmente de $0,20\%$, para a condição laminada. Níveis mais altos podem favorecer a formação de martensita e bainita na microestrutura dos aços, reduzindo a sua tenacidade. No entanto, existem aços ARBL com aproximadamente $0,30\%$ de carbono.

A introdução de carbono nos sítios intersticiais formam soluções sólidas intersticiais que acarretam na modificação das estruturas cristalinas da ferrita e da austenita. No entanto, para o caso da ferrita, sua influência é muito fraca devido à baixa solubilidade (quase desprezível) do carbono na estrutura cristalina da ferrita, que pode solubilizar um máximo de $0,02\%C$ em peso até $727^{\circ}C$, ou seja, em temperaturas inferiores a $727^{\circ}C$, a solubilidade de carbono é reduzida grandemente.

Já na estrutura cristalina da austenita, devido a sua alta solubilidade, o carbono consegue manipular as propriedades mecânicas dando origem a novas características do material, comportando-se como um elemento estabilizador. Sua fácil solubilidade durante tratamentos térmicos permite a formação de uma solução sólida supersaturada de carbono na

austenita, possibilitando a transformação de fases metaestáveis por intermédio de resfriamento rápido até a temperatura ambiente. Há uma série de interações complexas que resultam em um efeito combinado dos elementos ligantes, como por exemplo, o tratamento térmico utilizado, número e quantidade de constituintes, condições de processamento, entre outros. Alguns elementos de liga tem seus efeitos facilmente identificados, como o caso do níquel que se dissolve na ferrita e por isso tem uma fraca tendência de formar carboneto, quando comparado com o ferro. O silício se combina com o oxigênio para formar inclusões não metálicas ou se dissolve na ferrita, como o caso do manganês, que pode formar carbonetos do tipo $(Fe, Mn)_3C$. O molibdênio também forma carbonetos, desde que tenha carbono excedente na liga que não tenha formado outros tipos de carbonetos mais fortes. De forma diferente, o alumínio combina-se com o oxigênio e o nitrogênio para formar Al_2O_3 e AlN (MATSUO; ANDO; GRANT, 2000).

O zircônio também pode ser adicionado para melhorar o controle de inclusões, particularmente no caso de inclusões de sulfeto. O estudo de He e Baker (1996) mostra como a adição de zircônio nos aços ARBL melhora a tenacidade à fratura mudando o formato das inclusões de sulfetos de alongados para quase-esféricos, desde que o grau de desulfuração fique limitado. De fato, da desulfuração provém o melhoramento da resistência à fratura dúctil do aço.

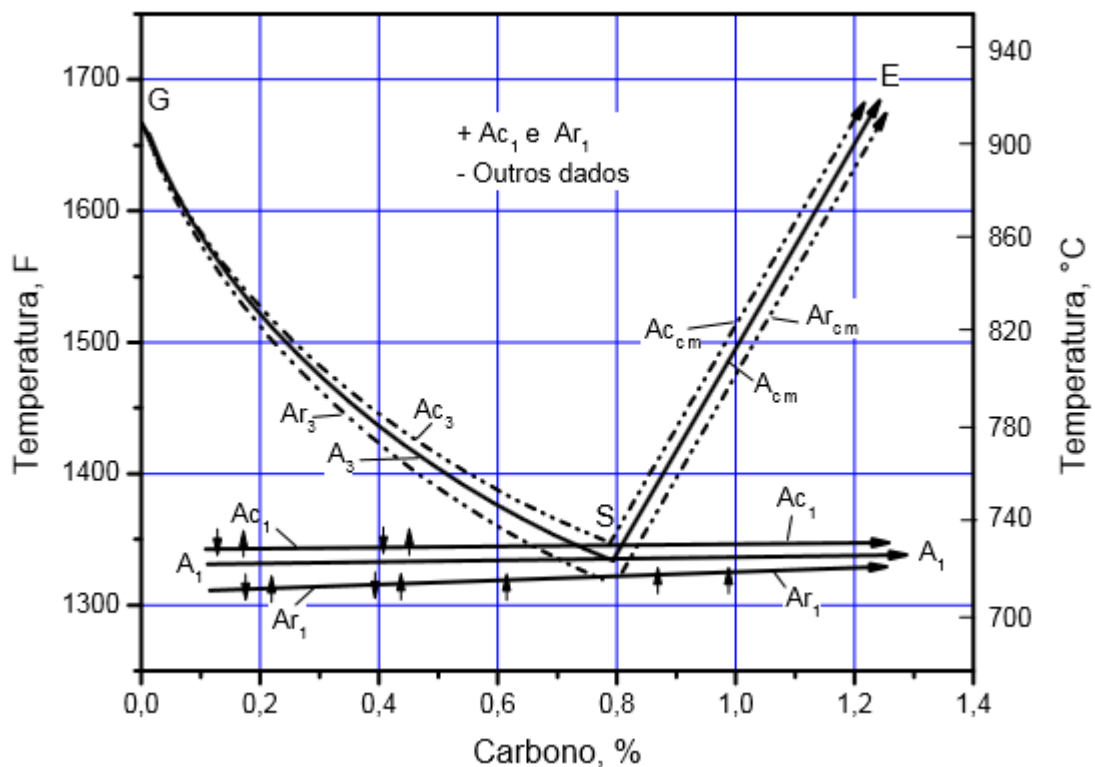
2.3.1 Efeito dos elementos de liga na temperatura de transformação

As temperaturas de transformação são conhecidas como temperaturas críticas e são importantes pois servem de referência para o início de um diferencial volumétrico e/ou para transferência de calor quando um sólido sofre aquecimento ou resfriamento. Quando o calor é aquecido no processo de aquecimento, a ferrita e cementita são substituídas pela austenita, que é uma estrutura mais compacta, causando contração do corpo-de-prova. No resfriamento, ocorre o contrário, havendo substituição da austenita pela ferrita e cementita com a liberação de calor, expandindo o corpo-de-prova. A absorção ou liberação de calor durante a transformação de fase produz uma mudança na inclinação da curva de temperatura versus tempo do corpo-de-prova (KRAUSS, 1995).

No tratamento térmico dos aços existem três temperaturas importantes: A_{c1} , que corresponde à faixa de temperatura que compreende as fases da ferrita-cementita e a

austenita-ferrita ou austenita-cementita; Ac_3 , que corresponde à faixa de temperatura entre as fases da austenita-ferrita e da austenita; e A_{cm} , que compreende à faixa de temperatura entre as fases da cementita-austenita e da austenita como mostra a figura 2.1. As temperaturas críticas assumem condições de equilíbrio que representam longos períodos na temperatura ou taxas extremamente lentas de aquecimento ou resfriamento.

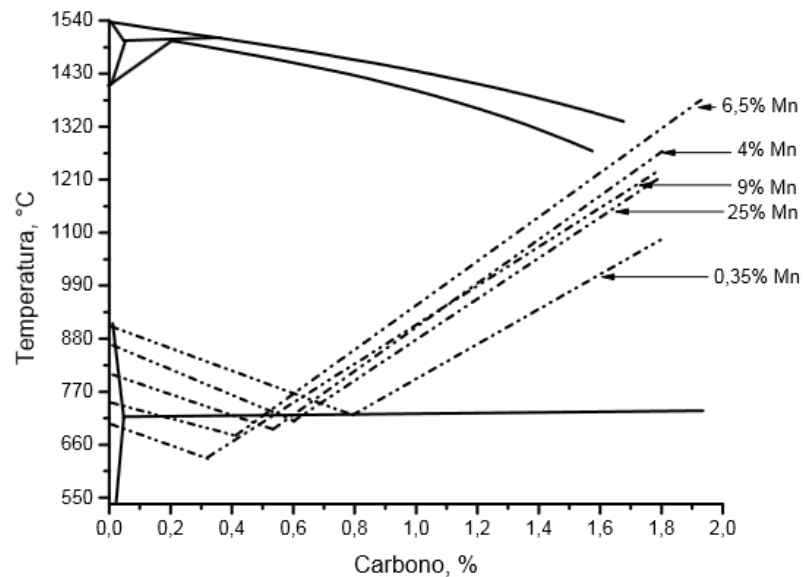
Figura 2.1 – Temperaturas de resfriamento (Ar), aquecimento (Ac) e equilíbrio (A) em ligas Fe-C. Aquecimento e resfriamento em $0,125\text{ }^{\circ}\text{C/min}$



Fonte: (KRAUSS, 1995).

Os elementos de liga possuem um importante papel no diagrama de equilíbrio do Fe-Fe₃C. Alguns desses elementos ligantes alargam a faixa da qual a austenita é estável, enquanto outros a contraem, ou seja, alguns elementos aumentam e outros diminuem a temperatura de transformação. Os elementos que elevam essa temperatura são o manganês, o cobalto e o níquel e os que a abaixam são o carbono, o cobre e o zinco, que por sua vez, são altamente solúveis no ferro γ (austenita). É ilustrado o efeito do manganês na temperatura de transformação dos aços carbono, na figura 2.2 a seguir.

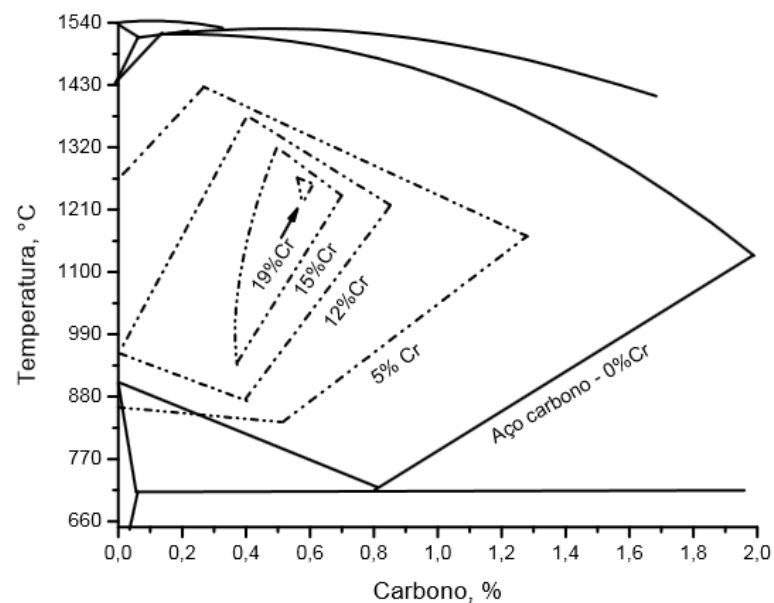
Figura 2.2 – O efeito da liga com manganês na temperatura crítica do aço e zona de transformação de fase austenita no diagrama Fe-Fe₃C



Fonte: (ESPAZUA, 2010).

Outros elementos de liga como cromo, molibdênio, alumínio, silício e tungstênio tendem a formar soluções sólidas com o ferro α (ferrita), o que contrai a região da temperatura a qual a austenita é estável. A figura 2.3 mostra como o cromo em diferentes porcentagens contrai a faixa de região na qual a austenita é estável.

Figura 2.3 - O efeito de liga com cromo na temperatura crítica do aço e zona de transformação de fase austenítica no diagrama de Fe-Fe₃C



Fonte: (KRAUSS, 1995).

2.4 EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NOS AÇOS MICROLIGADOS

Os aços microligados, por possuírem alta resistência e tenacidade, dispensam tratamentos térmicos posteriores, se a finalidade for a redução do tempo do processo de fabricação e os custos com energia. No entanto, como em todo aço, os tratamentos térmico modificam as suas propriedades pela modificação da microestrutura, sem modificar sua composição química. As variáveis de um tratamento térmico são a temperatura de aquecimento, taxa de aquecimento, tempo de austenitização, taxa de resfriamento e atmosfera.

2.4.1 Tratamento térmico por austenitização

A formação da austenita é um processo relativamente simples, ocorrendo por nucleação e crescimento à temperatura acima da crítica, sendo esta chamada de temperatura de austenitização. A austenita é uma fase sólida não magnética constituída de ferro na estrutura CFC. Essa fase é o ponto de partida para vários tratamentos térmicos nas ligas de ferro, pois partindo da austenita é possível a transformação da liga em vários microconstituintes, como por exemplo a têmpera que consiste na transformação da austenita em martensita por meio de um rápido resfriamento da peça tratada termicamente. A princípio, uma temperatura de 50°C acima do limite superior da zona crítica é adequada para austenitização.

2.4.2 Taxa de resfriamento

A taxa de resfriamento é o passo mais importante em um tratamento térmico, pois ela que efetivamente determinará a microestrutura do material, determinando as suas propriedades. Ela vai depender do tipo de material e da transformação de fase ou microestrutura desejada.

A seleção do meio de resfriamento é um compromisso entre: obtenção das características finais desejadas (microestruturas e propriedades); ausência de fissuras e empenamento na peça; e minimização de concentração de tensões.

Taxas de resfriamento mais lentas ao ar (normalização) tem como objetivo o refino do grão e melhoria da uniformidade da microestrutura.

Taxas de resfriamento mais rápidas (têmpera) tem como objetivo a obtenção da estrutura martensítica que acarreta no aumento da dureza e da resistência à tração e redução da tenacidade.

2.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Em um ensaio de tração, o corpo-de-prova é submetido a um esforço que tende a distorcê-lo ou esticá-lo até à ruptura. Geralmente, o ensaio é realizado num corpo-de-prova com formas e dimensões padronizadas, para que os resultados obtidos possam ser comparados ou, se necessário, reproduzidos. Este é fixado numa máquina de ensaios que aplica esforços crescentes na sua direção axial, sendo medidas as deformações correspondentes. Os esforços ou cargas são mensurados na própria máquina, e, normalmente, o ensaio ocorre até a ruptura do material.

Com esse tipo de ensaio, pode-se afirmar que praticamente as deformações promovidas no material são uniformemente distribuídas em toda a sua extensão, pelo menos até ser atingida uma carga máxima próxima do final do ensaio e, como é possível fazer com que a carga cresça numa velocidade razoavelmente lenta durante todo o teste, o ensaio de tração permite medir satisfatoriamente a resistência do material. A uniformidade da deformação permite ainda obter medições para a variação dessa deformação em função da tensão aplicada. Essa variação, é determinada pelo traçado da curva tensão-deformação a qual pode ser obtida diretamente pela máquina ou por pontos. A uniformidade termina no momento em que é atingida a carga máxima suportada pelo material, quando começa a aparecer o fenômeno da estricção ou da diminuição da secção do corpo-de-prova, no caso de matérias com certa ductilidade. A ruptura sempre se dá na região mais estreita do material, a menos que um defeito interno no material, fora dessa região, promova a ruptura do mesmo, o que raramente acontece.

A precisão de um ensaio de tração depende, evidentemente, da precisão dos aparelhos de medida que se dispõe. Pequenas deformações acarretam em maiores precisões na avaliação da tensão, enquanto grandes variações na deformação causam maiores imprecisões. Mesmo no início do ensaio, se esse não for bem conduzido, grandes erros podem ser cometidos, como por exemplo, se o corpo-de-prova não estiver bem alinhado, os esforços assimétricos que aparecerão levarão a falsas leituras das deformações para uma mesma carga aplicada. Deve-se portanto centrar bem o corpo-de-prova na máquina para que a carga seja efetivamente aplicada na direção do seu eixo longitudinal.

Em um ensaio de tração, obtém-se o gráfico tensão-deformação, na qual é possível analisar o comportamento do material ao longo do ensaio. Do início do ensaio, até a ruptura, os materiais geralmente passam pelas etapas de deformação elástica e deformação plástica.

2.5.1 Deformação Elástica

As deformações elásticas não são permanentes, ou seja, quando a carga é removida, o corpo retorna ao seu formato original. Até este ponto, assume-se que a deformação elástica é independente do tempo, ou seja, quando uma carga é aplicada, a deformação elástica permanece constante durante o período em que a carga é mantida constante. Também é assumido que após a remoção da carga, a deformação é totalmente recuperada, ou seja, a deformação imediatamente retorna para o valor zero. Para a maioria dos metais que são solicitados em tração e com níveis de tensão relativamente baixos, a tensão e a deformação são proporcionais de acordo com a equação 2.1 abaixo:

$$E = \sigma/\varepsilon \quad (2.1)$$

Esta é a conhecida lei de Hooke uniaxial e a constante de proporcionalidade “E” é o módulo de elasticidade, ou módulo de Young. O módulo de Young é um parâmetro mecânico que proporciona uma medida da rigidez de um material sólido. É um parâmetro fundamental para a engenharia e aplicação de materiais pois está associado com a descrição de várias outras propriedades mecânicas, como por exemplo, a tensão de escoamento, a tensão de ruptura, a variação de temperatura crítica para a propagação de trincas sob a ação de choque térmico, etc.

2.5.2 Deformação plástica

Acima de uma certa tensão, os materiais começam a se deformar plasticamente, ou seja, ocorrem deformações permanentes. O ponto no qual estas deformações permanentes começam a se tornar significativas é chamado de limite de escoamento.

Para metais que possuem transição gradual do regime elástico para o plástico, as deformações plásticas se iniciam no ponto no qual a curva tensão-deformação deixa de ser linear, sendo este ponto chamado de limite de proporcionalidade (ou tensão limite-elasticidade). No entanto, é difícil determinar este ponto precisamente. Como consequência, criou-se uma convenção na qual é construída uma linha reta paralela à porção elástica, passando pela deformação de 0,2% da deformação total. A tensão correspondente à intersecção desta linha com a curva tensão-deformação é o limite de escoamento (ou tensão de cedência). O limite de escoamento é a medida da resistência de um material à deformação plástica

Durante a deformação plástica, a tensão necessária para continuar a deformar um metal aumenta até um ponto máximo, chamado de limite de resistência à tração, no qual a tensão é o máximo na curva tensão-deformação de engenharia. Isto corresponde à maior tensão que o material pode resistir; se esta tensão for aplicada e mantida, o resultado será a fratura. Toda a deformação até este ponto é uniforme na seção. No entanto, após este ponto, começa a se formar uma estricção, na qual toda a deformação subsequente está confinada e, é nesta região que ocorrerá ruptura. A tensão que corresponde à fratura é chamada de limite de ruptura.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

O material utilizado no desenvolvimento do trabalho foi o aço API X70, utilizado em tubulações petrolíferas. O material foi fornecido pela Tenaris CONFAB em forma de chapa laminada, com dimensões de 1,8m de comprimento por 1,5m de largura e 19,05mm de espessura. A composição química do aço do estudo está apresentada na tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química do aço API-5L-X70 (% em peso).

C	Si	Mn	P	S	Al	Nb + V + Ti	Ceq*
0,08	0,28	1,66	0,019	0,001	0,022	0,09	0,41

*Ceq – carbono equivalente

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Orientação da retirada dos corpos-de-prova e análises realizadas

Os corpos-de-prova foram selecionados diretamente da chapa fornecida e foram cortados nos sentidos longitudinal e transversal, como mostra a figura 3.1.

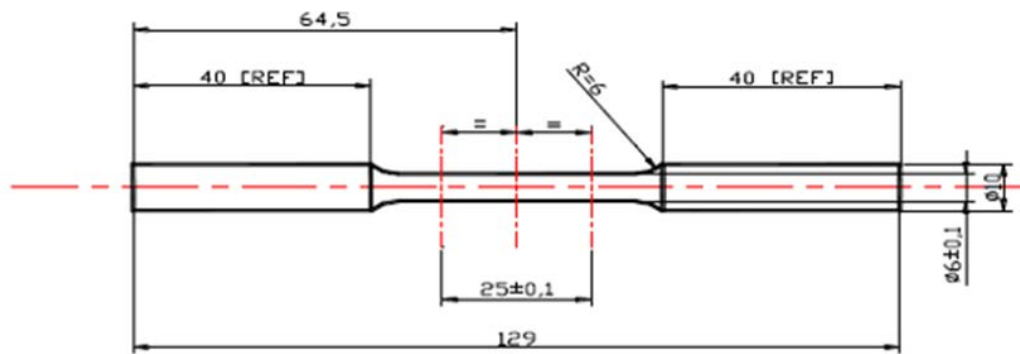
Figura 3.1 – Distribuição dos corpos-de-prova na chapa



Fonte: (Foto própria, 2013).

Para o presente trabalho, foram utilizados apenas os corpos-de-prova no sentido longitudinal da chapa e foram usinados seguindo a norma ASTM E8/E8M (2004), indicada na figura 3.2 a seguir.

Figura 3.2 – Corpo-de-prova cilíndrico de tração conforme norma ASTM E8/E8M



Fonte: (SORRIJA, 2012).

Foram usinados nove corpos-de-prova para ensaios de tração, sendo que três deles passaram pelo tratamento térmico de normalização, outros três sofreram têmpera e os últimos três não passaram por nenhum tratamento térmico. Foram selecionadas duas diferentes rotas de resfriamento com o objetivo de se obter microestruturas multiconstituídas e melhor comportamento mecânico com o intuito de se fazer uma comparação real com os materiais na condição como fornecido.

3.2.2 Ensaio de Análise Térmica Diferencial (DTA)

Com o objetivo de selecionar a temperatura de tratamento térmico, foram tidos como base prévios ensaios de dilatométrica com o aço API 5L X70, que determinaram as linhas de transformação de fase Ac1 e Ac3, que delimitam a região intercrítica de equilíbrio das fases α e γ do diagrama de fase Fe-C.

Os ensaios de dilatométrica foram feitos na câmara de análise térmica diferencial modelo RB-3000 do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP. A amostra foi inserida na câmara térmica na forma de partículas muito finas e geometria irregular com aquecimento gradual de 5 e 10 °C/s até atingir a temperatura 1000°C.

Foi observado um decréscimo da temperatura de austenização Ac_3 em função do teor de carbono, que deve ser devido à presença de manganês e cromo, que são elementos que reduzem ou aumentam a fase austenítica. Em relação à temperatura crítica Ac_1 , o aço API X70 manteve-se estável. Estes resultados são mostrados na tabela 3.2 (ESPAZUA, 2010).

Tabela 3.2 – Resultados obtidos da análise térmica diferencial

Material	Carbono (% p)	Ac_1 (°C)	Ac_3 (°C)
API 5L X70	0,09	734	866,0

3.2.3 Tratamentos Térmicos

O tratamento térmico baseou-se em austenitização à temperatura de 920°C, cerca de 50°C acima da temperatura de austenitização Ac_3 , durante um período de tempo de 40 minutos. O aquecimento foi realizado em um forno de tipo mufla de marca EDG modelo 7000, da FEG/UNESP, equipado com controle diferencial de temperatura e margem de erro de $\pm 2^\circ\text{C}$. OS corpos-de-prova foram agrupados e colocados em um porta-amostras específico mantendo um espaçamento de 5mm, evitando o contato entre as amostras com o intuito de se obter melhor homogeneidade tanto no aquecimento quanto no resfriamento. O forno utilizado é mostrado na figura 3.3 a seguir.

Figura 3.3 – Forno utilizado na austenitização à 920°C marca EDG modelo 7000 (FEG/UNESP)



Fonte: (Foto própria, 2013).

Os resfriamentos posteriores basearam-se na normalização (ar calmo) e na têmpera (resfriamento brusco), em óleo Petronasa 20 A. Os dados da perda de calor durante o resfriamento foram adquiridos a partir do intervalo de temperatura entre 770 e 200 °C. A taxa média da perda de calor foi baseada e um estudo feito com as mesmas condições de corpo-de-prova e ambiente. Na tabela 3.3, são listadas as nomenclaturas adotadas para este trabalho experimental e as condições metalúrgicas aplicadas para cada grupo. Por exemplo, são utilizadas as abreviaturas “CF” para a condição como-fornecido; RA para a condição de normalização com taxa média de resfriamento de 2°C/s em ar; e RO para a condição de têmpera com taxa média de resfriamento de 23°C/s em óleo Petronasa 20 A.

Tabela 3.3 – Nomenclatura nominal para cada condição metalúrgica

MATERIAL	NOMENCLATURA		CONDIÇÃO METALÚRGICA
API 5L X70	(CF)	API X70 CF	Material no estado como fornecido
	(RA)	API X70 RA	Aquecimento a 920°C e manutenção por 40 minutos. Velocidade de resfriamento de 2°C/s
	(RO)	API X70 RO	Aquecimento a 920°C e manutenção por 40 minutos. Velocidade de resfriamento de 23°C/s

Os corpos-de-prova após a têmpera e normalização são mostrados a seguir, nas figuras 3.4 e 3.5

Figura 3.4 – Corpos-de-prova pós têmpera



Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 3.5 – Corpos-de-prova pós normalização

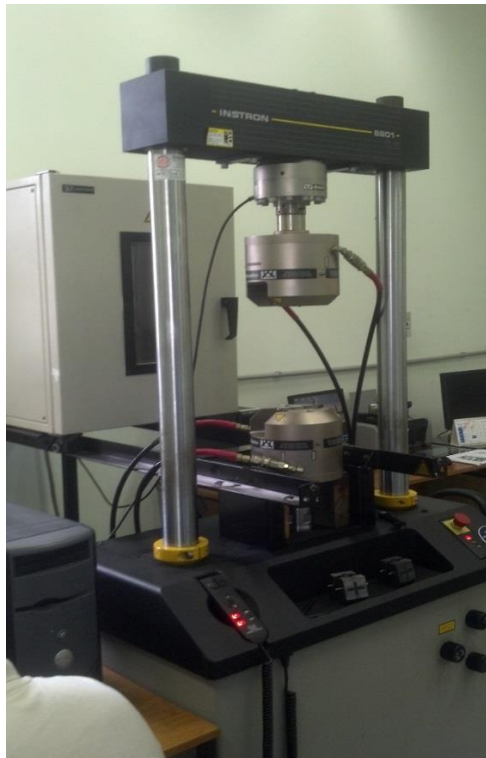


Fonte: (Foto própria, 2013).

3.2.4 Ensaio de Tração

Foram usinados três corpos-de-prova para cada condição de tratamento térmico e para a condição como-fornecido, no sentido longitudinal da chapa, seguindo a norma ASTM E8/E8M (2004). Após os tratamentos térmicos, os corpos-de-prova foram sujeitos a um acabamento superficial com lixas de granulação 220 para então serem submetidos a ensaios de tração na temperatura ambiente de 25°C em uma máquina da marca Instron modelo 8801 (figura 3.6), com capacidade de 10 t. Foram obtidos: parâmetro de tensão de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento total (ϵ), utilizando um extensômetro (figura 3.7) fixado no comprimento útil do corpo-de-prova para tal. Para os casos em que não houve descontinuidade de escoamento, o limite de escoamento foi determinado a partir da deformação plástica de 0,2 %. O módulo de elasticidade (E) foi calculado em função da razão da tensão aplicada pela deformação elástica longitudinal do corpo-de-prova. A razão de escoamento do material foi dada pela divisão do limite de escoamento (σ_e) pelo limite de resistência à tração (σ_t).

Figura 3.6 – Máquina utilizada para ensaios de tração marca Instron modelo 8801, equipamento do laboratório de fadiga (FEG/UNESP).



Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 3.7 – Extensômetros fixados no comprimento útil do corpo-de-prova para medição do alongamento (ϵ)



Fonte: (Foto própria, 2013).

Após a ruptura do corpo-de-prova (figura3.8) ocorrida devido ao ensaio de tração, um corpo-de-prova de cada grupo (CF, RA e RO) foi preparado para a análise metalográfica.

Figura 3.8 – Corpo-de-prova após ruptura devido aos esforços externos de tração



Fonte: (Foto própria, 2013).

3.2.5 Análise Metalográfica

A preparação das amostras consiste primeiramente no corte de aproximadamente 10 mm do corpo-de-prova, seguido de embutimento, lixamento, polimento e ataque químico. O corte foi feito utilizando uma máquina cortadora metalográfica da marca Arotec modelo Arocor 40, como mostra a figura 3.9 a seguir.

Figura 3.9 – Máquina cortadora marca Arotec modelo Arocor 40



Fonte: (Foto própria, 2013).

O embutimento foi realizado com uma máquina prensadora da marca Arotec modelo PRE 30 Mi (figura 3.10) e adição de resina.

Figura 3.10 – Máquina prensadora para embutimento de amostras da marca Arotec modelo PRE 30 Mi



Fonte: (Foto própria, 2013).

As amostras a serem analisadas microscopicamente foram lixadas em sequência granulométrica de 100, 220, 320, 400, 600, 1000 e 1500, mediante procedimento convencional. O polimento foi feito utilizando uma politriz lixadeira motorizada da marca Pantec modelo Polipan-2 (figura 3.11) e solução OP S.

Figura 3.11 – Máquina politriz para polimento de amostras



Fonte: (Foto própria, 2013).

Após o polimento fino, amostras foram submetidas a um ataque químico com Nital 2% com composição de 2 mL de ácido nítrico (HNO_3) e 98 mL de álcool etílico. O propósito de usar a solução Nital 2% no ataque químico está em que a ferrita é revelada com uma cor branca e os produtos transformados com cor escura, diferenciando a martensita da ferrita e revelando os contornos de grão.

Todos os processos e a microscopia óptica (figura 3.12) foram realizadas no Laboratório de Metalografia e Análise de Imagens de Materiais (LAIMat) nas dependências do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP.

Figura 3.12 – Microscópio óptico da marca Carl Zeiss utilizado para verificação do lixamento e polimento



Fonte: (Foto própria, 2013).

A caracterização microestrutural foi feita em microscópio óptico de marca Nikon modelo Epiphot 200 com câmara digital AxioCam ERc 5s (figura 3.13) para aquisição de imagens.

Figura 3.13 – Microscópio óptico da marca Nikon modelo Epiphot 200 com câmera digital AxioCam ERc 5s



Fonte: (Foto própria, 2013).

3.2.6 Ensaio de Microdureza Vickers

Foi realizado um ensaio de microdureza vickers com uma amostra de cada grupo (CF, RA e RO) com o objetivo de se comparar as durezas das amostras com diferentes rotas de resfriamento com o material sem tratamento térmico. As medições de microdureza foram feitas por meio de um microdurômetro da marca Wilson modelo MVD 401 (figura 3.14), com carga de 300g.

Figura 3.14 – Microdurômetro da marca Wilson modelo MVD 401, utilizado para medição de microdureza Vickers dos corpos-de-prova



Fonte: (Foto própria, 2013).

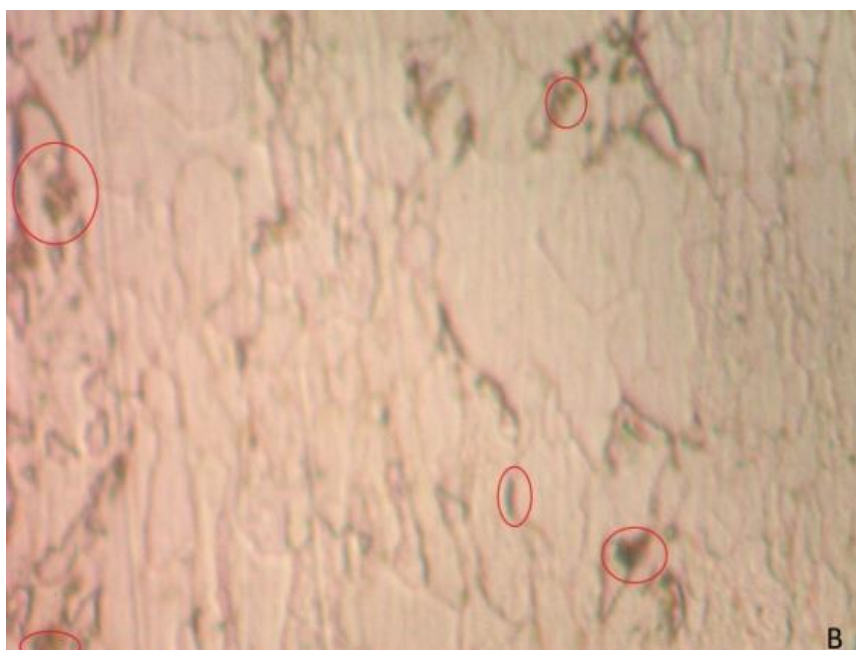
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Para a análise dos aspectos microestruturais e de microdureza Vickers foram utilizados o CDP 3 normalizado e o CDP 1 temperado, em comparação a uma amostra sem tratamento térmico, no sentido longitudinal de laminação da chapa.

4.1 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

A análise micrográfica da amostra sem tratamento térmico pôde comprovar a caracterização do aço API 5L X70, que sofreu um processo de laminação controlada termomecanicamente. O estudo revela uma microestrutura bandeada e refinada, composta por ferrita (área clara) e colônias de perlita (área escura, identificada por círculos em vermelho ilustrado na figura 4.1), que estão assim determinadas graças ao ataque químico com Nital 2%, que reage com a ferrita e a perlita, caracterizando-as com cor clara e escura, respectivamente.

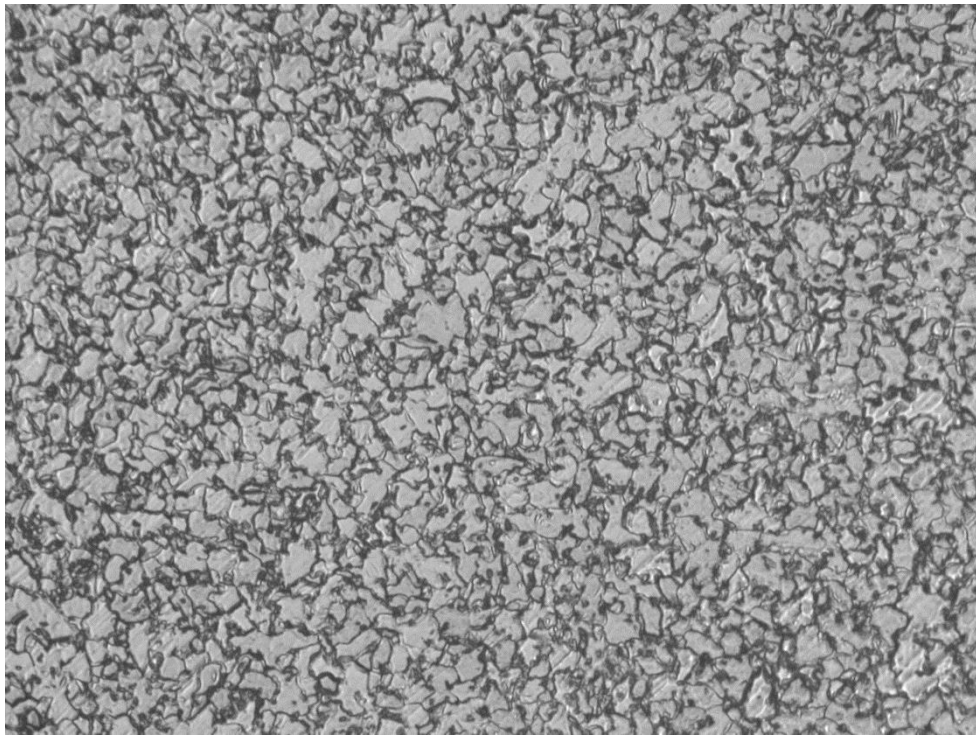
Figura 4.1 – Microestrutura do aço API 5L X70. Ataque químico Nital 2%. Microscopia óptica com ampliação de 500x.



Fonte: (CINTRA, 2012).

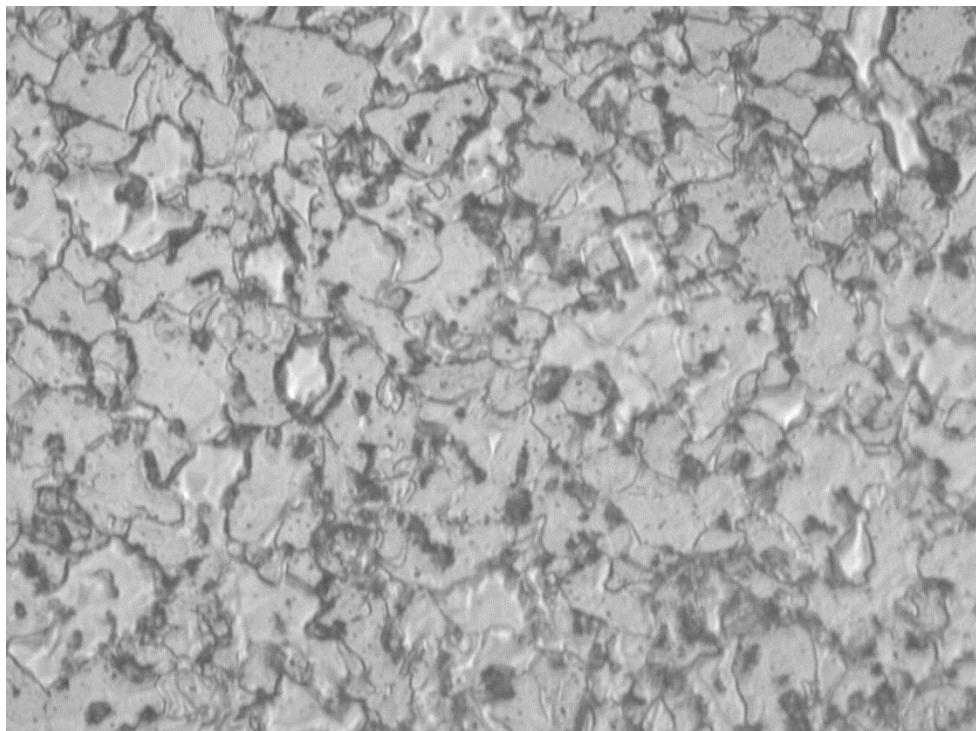
As microestruturas do aço API 5L X70 austenitizado a 920°C por um período de tempo de 40 minutos e resfriadas ao ar (normalização) e ao óleo (têmpera) com taxas de resfriamento de 2°C/s e 23°C/s são ilustradas nas figuras 4.2 e 4.4, respectivamente. As diferentes rotas de resfriamento aplicadas a este aço foram feitas com o intuito de obter microestruturas multiconstituídas, melhor comportamento mecânico, e assim fazer uma comparação real com as amostras sem tratamento (CF). Sabe-se que elementos de liga, tais como nióbio, vanádio, silício, cromo e molibdênio, são estabilizadores da ferrita e os elementos como titânio, cobre, níquel e manganês estabilizam a austenita. Esses estabilizadores geralmente expandem o campo de fase permitindo a formação de microestruturas multiconstituídas ou multifásicas. Zhao (1992) mostra que estas combinações de microestruturas são possíveis devido a alterações provocadas por adição de elementos de liga. A formação de combinações multifásicas tem grande influência nas propriedades mecânicas do material alterando a tenacidade e a resistência mecânica. Na figura 4.2 a micrografia da condição RA nos permite observar uma microestrutura composta por grãos equiaxiais de ferrita e colônias aciculares de perlita distribuídos aleatoriamente nos grãos da ferrita, só que mais concentrados nos contornos de grãos, que pode ser melhor observado na figura 4.3 (ampliação de 500x). Já na condição RO (figura 4.4) observa-se também a formação de grãos de ferrita equiaxiada, grãos contendo ripas e formação de uma estrutura que aparenta ser martensítica (indicadas por círculos vermelhos). A figura 4.5, que também se trata da condição RO, porém com ampliação de 500x, nos mostra a presença de maclas.

Figura 4.2 – Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920°C e resfriado em ar com taxa de 2°C/s. Ataque Nital 2%. Ampliação de 200x.



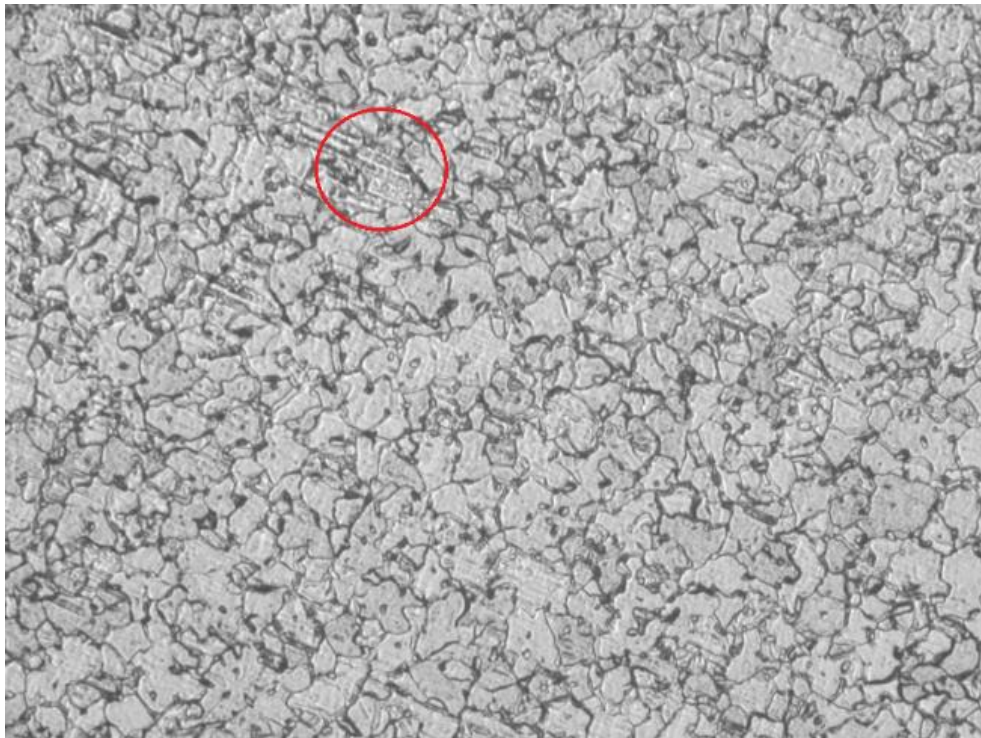
Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.3 - Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920°C e resfriado em ar com taxa de 2°C/s. Ataque Nital 2%. Ampliação de 500x.



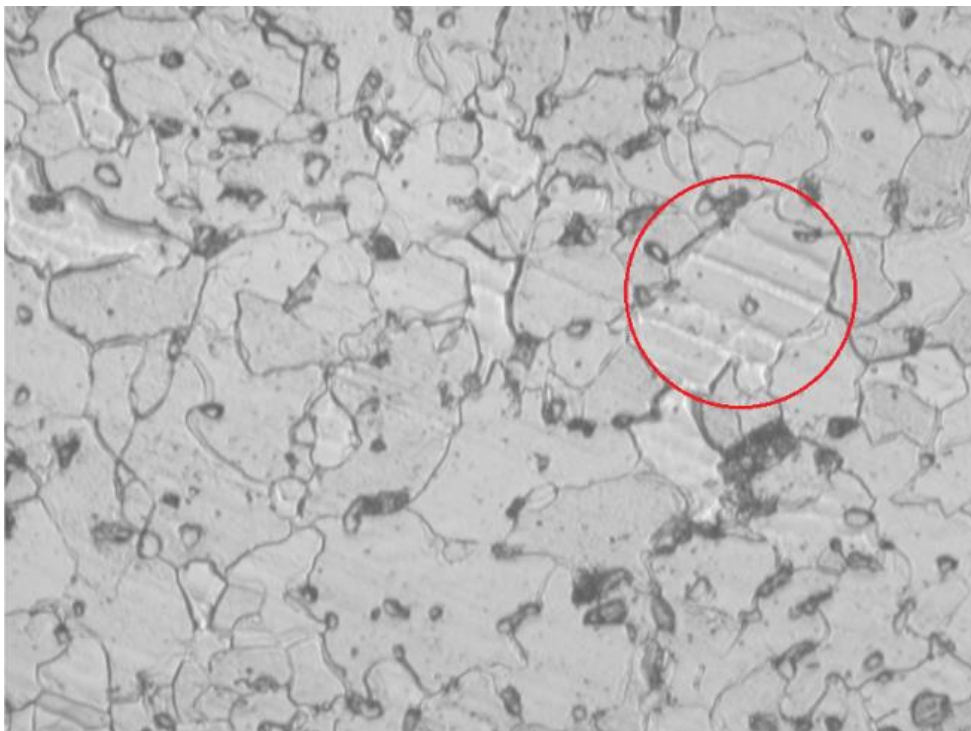
Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.4 – Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920°C e resfriado em óleo com taxa de 23°C/s. Ataque Nital 2%. Ampliação de 200x.



Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.4 – Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920°C e resfriado em óleo com taxa de 23°C/s. Ataque Nital 2%. Ampliação de 500x.



Fonte: (Foto própria, 2013).

Comparando-se as amostras resfriadas em ar e óleo pode-se observar que os grãos normalizados são menores e mais homogêneos, justificado pela própria proposta do tratamento térmico de normalização, que consiste no refino de grão e homogeneização da estrutura.

Segundo Domingos (2009), as microestruturas que apresentam formas morfológicas derivadas da fase austenítica para uma fase dupla de ferrita e cementita em aços hipoeutetóides (baixo carbono) podem ter microestruturas ferrítica-bainíticas. Domingos argumenta que a bainita superior consiste de feixes ou grupos de cristais ferríticos paralelos, na forma de ripas com partículas de cementita descontínuas entre esses cristais, tendo o plano de hábito austenita/ferrita próximo de $\{111\}_{\gamma}/\{110\}_{\alpha}$. Por outro lado, a bainita inferior é formada por cristais de ferrita com morfologia tipo plaquetas e contém carbonetos finos e alinhados em seu interior. Sabe-se também que aços com baixos teores de carbono, possuem baixa temperabilidade, ou seja, não favorece a formação da martensita. A solução Nital 2%, por sua vez, não consegue revelar a presença de bainita num estudo microestrutural, no entanto, segundo estas afirmações, é plausível concluir que a microestrutura do aço temperado consiste em morfologias do tipo bainita superior em uma matriz sólida de ferrita.

As maclas são um tipo de defeito de superfície e podem ser causadas por tensões térmicas ou mecânicas e no caso de tensão térmica é mais comum em materiais com estrutura CFC, como o caso da austenita. Essas tensões podem causar uma reorientação da microestrutura entre dois planos “espelhos”, resultando em uma orientação mais propícia para o escorregamento de planos. Essa movimentação de discordâncias interagem entre si ou com outras imperfeições levando a uma redução na mobilidade de discordâncias, o que é acompanhada pela necessidade de uma tensão maior para provocar maior deformação plástica, ou seja, elevando a taxa de encruamento.

Em resumo, a amostra que sofreu normalização apresentou uma microestrutura homogeneizada de ferrita com perlita e grãos pequenos. A amostra temperada apresentou morfologia de ferrita e bainita superior com traços de martensita e presença de maclas.

4.2 MEDIÇÕES DE MICRODUREZA VICKERS

Foi realizado um ensaio de microdureza Vickers para fins de comparação entre as amostras tratadas termicamente (RA e RO) e as sem tratamento térmico. Os resultados obtidos são mostrados na tabela 4.1 a seguir.

Tabela 4.1 – Valores de dureza mensurados em cada grupo corpo-de-prova

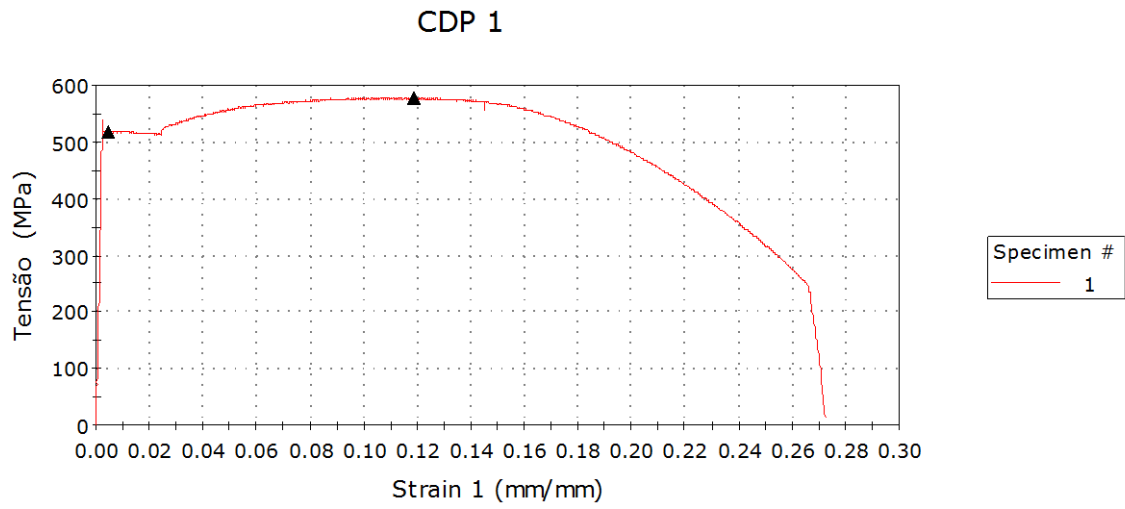
		DUREZA VICKERS (HV)					
Grupo	Região	1	2	3	4	Média	DP
CF		212,6	211,8	209,4	212,6	211,6	±1,51
RA	HV	255,8	257,5	225,4	232,8	242,9	±16,2
RO		374,1	375,6	314,9	292,4	339,3	±42,1

É importante mencionar que as regiões 1 e 2 dos grupos “RA” e “RO” são regiões mais externas dos corpo-de-prova, enquanto as regiões 3 e 4 são pontos mais centrais. Por esse motivo os valores obtidos foram bem maiores, tal resultado pode ser explicado pelo resfriamento mais rápido e intenso das regiões externas, principalmente para o material temperado, justificando o alto desvio-padrão.

4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

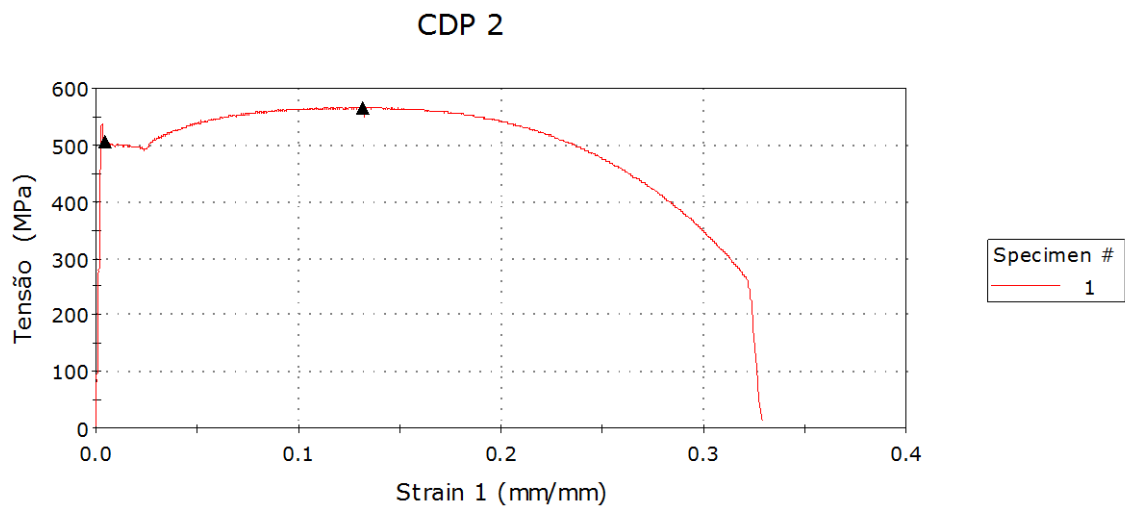
Através dos ensaios de tração realizados nos nove corpos-de-prova foi possível traçar curvas com o objetivo de se obter os valores da tensão de escoamento, limite de resistência à tração, tensão de ruptura e módulo de elasticidade para os três casos estudados. As curvas das amostras sem tratamento térmico são representadas pelas figuras 4.5, 4.6 e 4.7. As curvas das amostras normalizadas são ilustradas pelas figuras 4.8, 4.9 e 4.10. As curvas das amostras temperadas são mostradas pelas figuras 4.11, 4.12 e 4.13.

Figura 4.5 – Curva Tensão x Deformação do CF



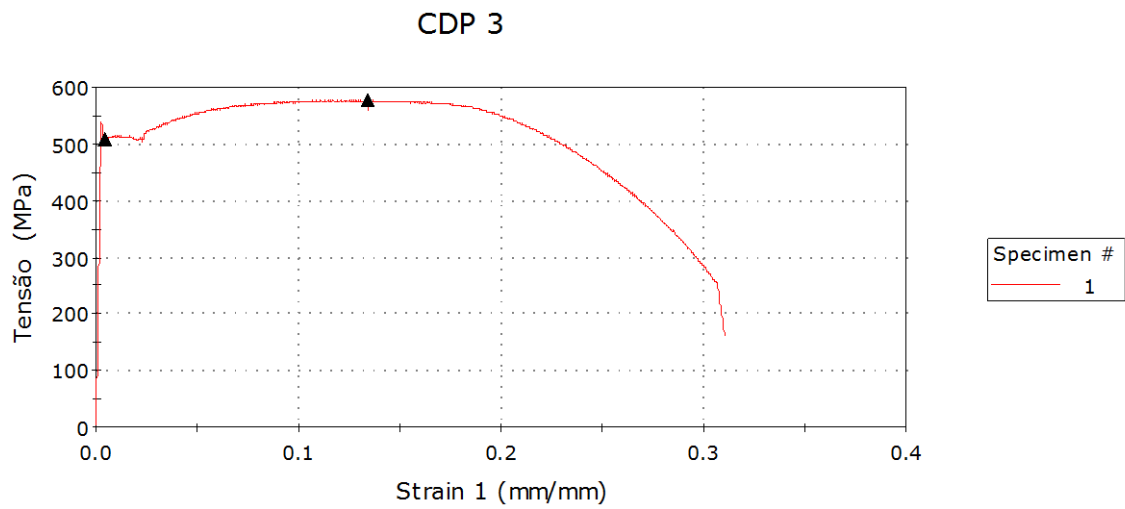
Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.6 – Curva Tensão x Deformação do CF 2



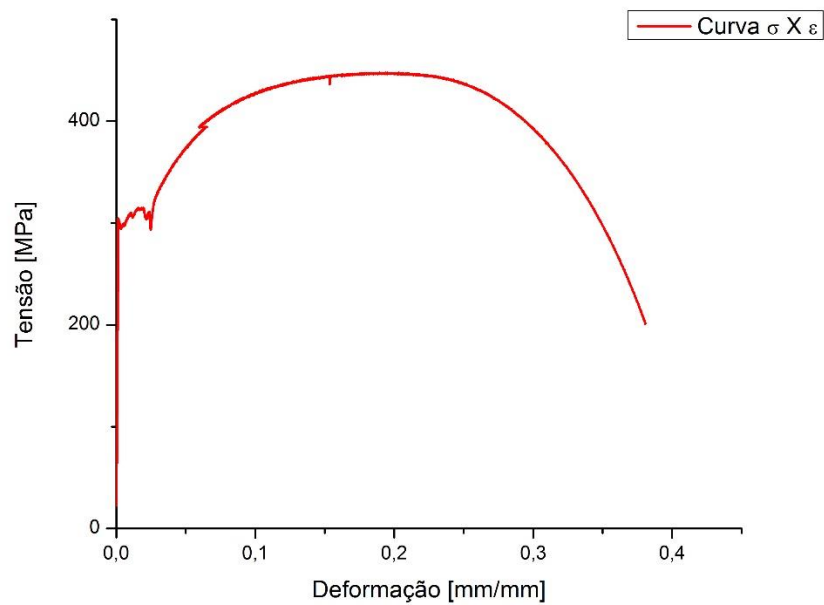
Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.7 – Curva Tensão x Deformação do CF 3



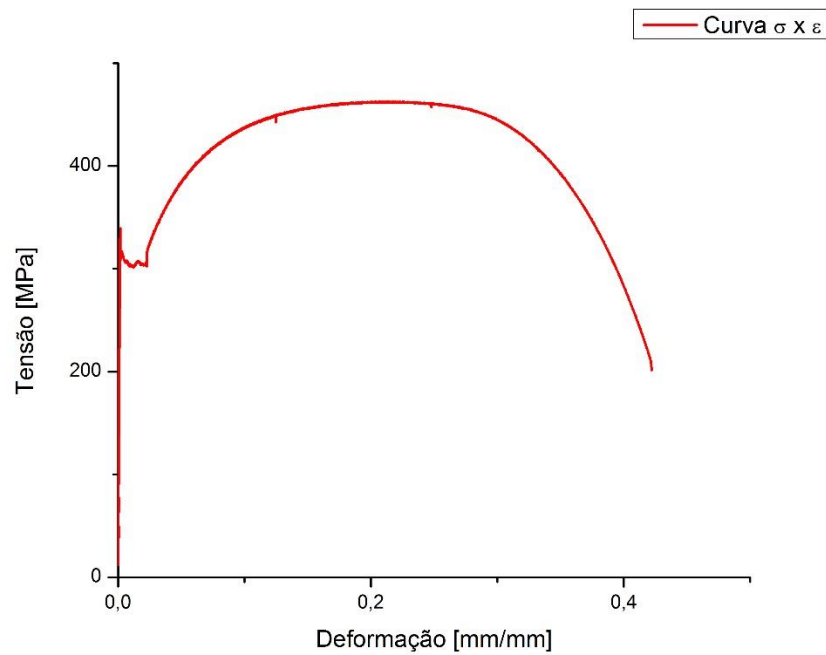
Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.8 – Curva Tensão x Deformação do RA 1



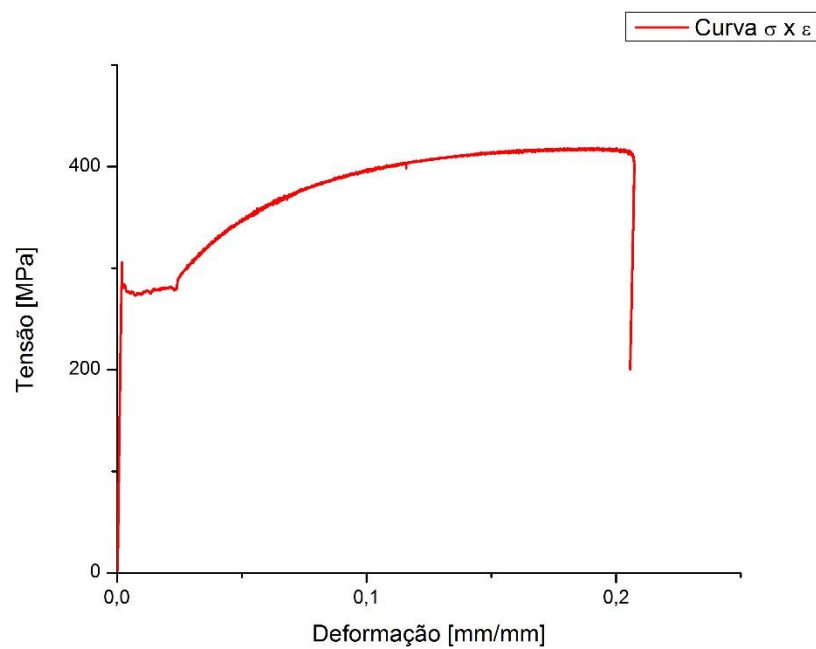
Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.9 – Curva Tensão x Deformação do RA 2



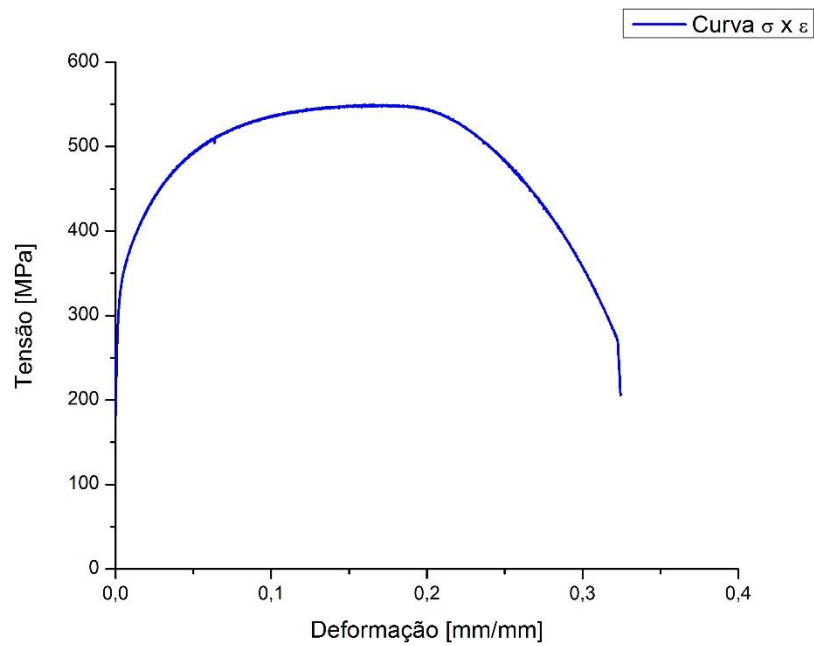
Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.10 – Curva Tensão x Deformação do RA 3



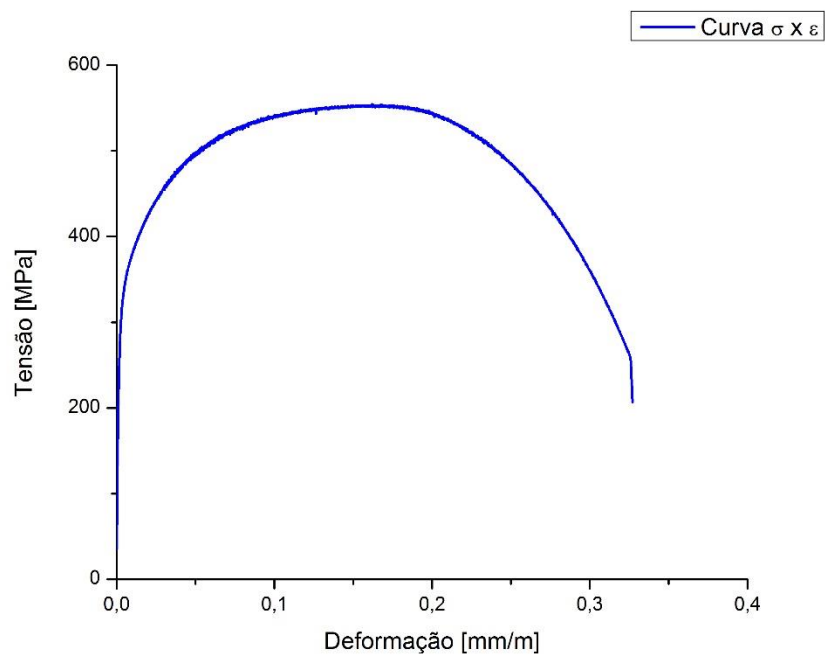
Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.11 – Curva Tensão x Deformação do RO 1



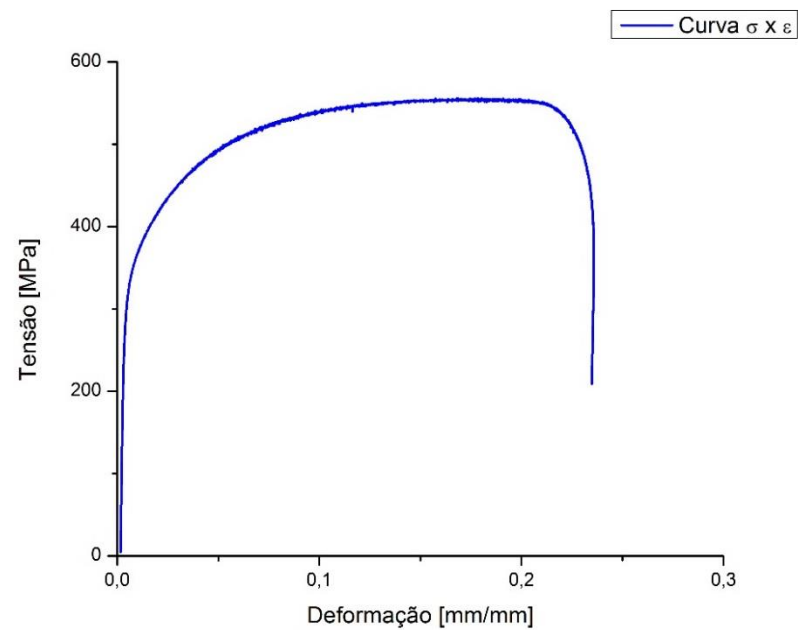
Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.12 – Curva Tensão x Deformação do RO 2



Fonte: (Foto própria, 2013).

Figura 4.13 – Curva Tensão x Deformação do RO 3



Fonte: (Foto própria, 2013).

Através das curvas podem ser obtidos diversos valores como a Tensão de Escoamento, Limite de Resistência à tração, Tensão de Ruptura, Alongamento, Módulo de Elasticidade e Razão de Escoamento. Foram traçadas duas retas paralelas à porção elástica, passando pela deformação de 0,2 e 0,5% da deformação total. A Tensão de Escoamento real deste aço é dada pela deformação de 0,5% (Norma API).

Os resultados obtidos do ensaio de tração são apresentados na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Resultados obtidos dos ensaios de tração para os estado como-fornecido, normalizado e temperado

Amostra	Tensão de Escoamento σ_e 0,2% (Mpa)	Tensão de Escoamento σ_e 0,5% (Mpa)	Limite de Res. Tração LRT (Mpa)	Tensão de Ruptura σ_r (Mpa)	Alongamento (%)	Módulo de Elasticidade E (Gpa)	Razão de Escoamento (σ_e /LRT)
CF 1	495	515	565	250	26,5	250	0,91
CF 2	490	500	550	260	32,2	200	0,91
CF 3	490	500	570	260	30,8	200	0,88
RA 1	295	315	448	195	38,1	240,9	0,70
RA 2	320	340	463	201	42,2	174,6	0,73
RA 3	285	305	419	411	20,7	199	0,73
RO 1	360	380	550	200	32,5	90	0,69
RO 2	380	405	554	207	32,7	138	0,73
RO 3	375	395	556	510	22,7	162	0,71

Foi feito uma média dos valores obtidos para melhores fins de comparação que são ilustrados na tabela 4.3 a seguir.

Tabela 4.3 – Média dos valores obtidos do ensaio de tração

Amostra	Tensão de Escoamento σ_e (Mpa)	Limite de Res. Tração LRT (Mpa)	Tensão de Ruptura σ_r (Mpa)	Alongamento (%)	Módulo de Elasticidade E (Gpa)	Razão de Escoamento (σ_e /LRT)
CF	505±8,7	561,7±10,4	256,7±5,8	29,8	216,7	0,9
RA	320±11,7	443,3±22,4	269±123	33,7	204,8	0,72
RO	393,3±12,6	553,3±3,1	305,7±177	29,3	130	0,71

Verifica-se que os valores obtidos de σ_e para o aço API 5L X70 no sentido longitudinal estão de acordo com os valores estabelecidos pela norma API ($483 \leq \sigma_e \leq 621$ MPa). Pode-se concluir que o tratamento térmico aumenta a tensão de ruptura do material. A tensão de escoamento dos aços normalizado e temperado teve valores abaixo dos estabelecidos pela norma. Observa-se também que para ambos os tratamentos térmicos a razão de escoamento diminui, o que significa que os tratamentos térmicos aplicados no aço API X70 teve o efeito de encruamento, que é favorável devido à relação coexistente entre tensão de escoamento e o limite de resistência à tração ser um valor menor do que a condição inicial (CF), característica muito importante para esse tipo de material. O processo de normalização reduziu em 20% a razão de escoamento e a têmpera reduziu em 21,1%, em relação ao aço “como fornecido”. Pode-se dizer então que os tratamentos térmicos geraram um aço com maior estabilidade plástica.

5 CONCLUSÕES

Ambos os tratamentos térmicos de normalização e têmpera para o aço API 5L X70 apresentaram resultados satisfatórios em termos de dureza, mostrando um aumento de 14,8% para o resfriamento em ar e de 60,35% para o óleo. Apesar de ambos os aços apresentarem maior estabilidade plástica, em termos de ductilidade, os aços normalizado e temperado apresentaram redução na tensão de escoamento em 36,6 e 22,1%, respectivamente, o que foi suficiente para ficar abaixo da norma API. Um resultado insatisfatório e inesperado, no entanto, o próprio material como fornecido (CF) se encontra quase no limite inferior da norma. Ambos os tratamentos formaram uma microestrutura mais homogênea.

Aços microligados dispensam tratamentos térmicos posteriores por sofrerem um processo termomecânico, o que é vantajoso quando se trata em economia de tempo de fabricação e custos de energia. No entanto, esses tratamentos por serem relativamente simples e de baixo custo, se tornam muito vantajosos, principalmente para aplicações do tipo *offshore*, que exigem elevados valores de resistência mecânica para resistirem ao estrangulamento causado pelas altíssimas pressões devido às grandes profundidades.

Além disso, qualquer otimização nestes materiais são importantíssimas já que devem possuir elevados níveis de confiabilidade e segurança, pois nesse tipo de aplicação, acidentes causam perdas econômicas e ambientais e podem provocar danos humanos e materiais.

A têmpera produziu resultados bem superiores à normalização em termos de dureza e resultados menos insatisfatórios quanto à tensão de escoamento e a formação de maclas elevou a taxa de encruamento. Além disso, a diferença de dureza entre as extremidades e as áreas centrais causadas pelo rápido resfriamento ocasiona em melhor flexibilidade do material e resistência à vibrações.

Finalmente, com esse estudo pôde-se verificar que quanto mais intensa a taxa de resfriamento resultados mais satisfatórios surgem em torno das propriedades mecânicas do aço API 5L X70, uma têmpera com utilização de um óleo com maior calor específico que o óleo Petronasa A pode vir a trazer resultados surpreendentes para este importantíssimo aço estrutural.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALÍPIO, P. H.; BARBOSA, C.H.; BRITO, V. L.; NUNES, C. A.; RATNAPULI, R. C. **Evolução dos aços para tubos API utilizados no transporte de óleo e gás.** In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais. Anais CBECM, São Pedro – SP, 2000, 14p.

ASTM Standard E 8M-04 (2004). Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Material [Metric]. ASTM. Annual Book of ASTM Standard. Licensed by WEX to UNESP – UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA. Downloaded: 28/11/2013, 5:30:15PM. www.astm.org

BAYÃO, T. R. V. **Estudo comparativo dos aços microligados API 5L X60 e API 5L X70, usados para confecção de tubos, quanto à tenacidade à fratura.** 2008, 191 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – REDEMAT, UFOP-CETEC-UEMG, Ouro Preto, 2008.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels microstructure and properties.** 3.ed. Oxford: B-H, 2006, 344p.

CINTRA, G. S. **Estudo do comportamento em fadiga de uma chapa de aço microligado, grau API 5L X70.** 2012. 56 f. Trabalho de Graduação (Engenharia Mecânica) - Faculdade Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

DOMINGOS, X. M. A morfologia da bainita, **REETS-SP**, v.3, n.5, 24p, 2009. Disponível em: < <http://revistaeletronica.sp.senai.br/index.php/seer/article/view/64/52> > acesso em: 15:16, 08/12/2013.

ESPAZUA, S. V. P. **Avaliação da tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil dos aços API 5L X70 e X80 utilizando a metodologia da curva mestra.** 2010. 117f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica na área de Projetos e Materiais) - Faculdade Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

GARDIOLA, B.; HUMBERT, M.; ESLING, C.; FLEMMING, G.; HENSGER, K. E. Determination and prediction of the inherited ferrite texture in a HSLA steel produced by compact strip production. **Materials Science and Engineering**, v.A303, p. 60-69, 2001.

GUO, W.; DONG, H.; LU, M.; ZHAO, X. The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.79, p. 403 – 412, 2002.

HE, K.; BAKER, T. N. Zr-containing precipitates in a Ti-Nb microalloyed HSLA steel containing 0,016 wt. % Zr addition. **Materials Science and Engineering**, v.A215, p. 57-66, 1996.

HIPPERT, J. E. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API- X70 e aplicação de curvas de resistência J-‘DELTA’ a para previsão de colapso em dutos**. 2004, 143 f. Tese (doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, São Paulo, 2004.

HERTZBERG, R. W. Microstructural aspects of fracture toughness. **In: Deformation and Mechanics of Engineering Material**, 3.d. NY: John Wile & Sons, 1996, p. 405- 484.

HUTCHINSON, J. W. Singular Behavior at the End of a Tensile Crack Tip in a Hardening Material. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v.16, p. 13-31, 1968.

KRAUSS, G. **Steels: heat treatment and processing principles**. Ohio: ASM INTERNATIONAL, 1995, 497 p

LEE, W. B.; HONG, S. G.; PARK, C. G.; KIM, K. H.; PARK, S. H. Influence of Mo on precipitation hardening in hot rolled HSLA steels containing Nb. **Scripta Mater**, v.43, p. 319-324, 2000.

MANOHAR, P. A.; CHANDRA, T. Continuous Cooling Transformation Behaviour of High Strength Microalloyed Steels for Linepipe Applications. **ISIJ International**, v.38, n.7, p. 766-774, 1998.

OLIVEIRA, N. P. **Propriedades mecânicas de um aço de baixo carbono com estrutura ferrita acicular**. Guaratinguetá, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. 2007. 105p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica).

PADILHA, F. A. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus, 1997, 349p.

Relatório Petrobras. Disponível em: <<http://www.petrobras.com.br>>; <<http://www.transpetro.com.br>>; <<http://www.petrobras.com.br/pt/quem-somos/perfil/principais-subsidiarias/>>. Acesso em: 18:27 hrs, 06/12/2013.

RITCHIE, R. O.; KNOTT, J. F.; RICE, J. R. **Journal of the Mechanics and Physic of Solids**, v.21, 395p, 1973.

SANT' ANNA, P. C. **Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L-X65**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica. Campinas: SP, 2006, 148p.

SORRIJA, B. A. **Caracterização microestrutural de junta soldada com arco submerso e análise da propagação de trincas em um tubo de aço api X70**. 2012. 80 f. Trabalho de Graduação (Engenharia Mecânica) - Faculdade Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

SPECIFICATION FOR LINE PIPE. API specification 5L. forty-second edition, January 2000, effective date: JULY 1, 2000, 168p. Available on the World Wide Web at: <http://www.api.org>

ZHAO, J. Continuous Cooling Transformation in Steels, **Materials Science and Technology**, v.8, p. 997-1003, nov.,1992.