

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

**“Influência do Corte a Gás nas Propriedades
Mecânicas do Aço API 5L X-70 Proveniente do
Resfriamento Acelerado”**

Autor: Cleydson Fernando Gomes Torres
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Setembro de 2013

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Cleydson Fernando Gomes Torres

“Influência do Corte a Gás nas Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X-70
Proveniente do Resfriamento Acelerado”

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais.

Área de Concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2013

A minha família,
Com muito carinho e amor.

AGRADECIMENTOS

A Deus por iluminar meu caminho.

À minha família, por me apoiarem, acreditarem em mim, pelo incentivo e amor incondicional.

Ao professor e orientador, Dagoberto Brandão Santos, pelas orientações e aprendizado.

Ao Dr. Túlio Magno Fuzessy de Melo, meus agradecimentos pelas orientações, incentivo, aprendizado, crescimento profissional e, estendo este agradecimento à empresa Usiminas, pela oportunidade me concedida.

A todos que contribuíram direta ou indiretamente para a elaboração deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	vi
LISTA DE TABELAS	viii
LISTA DE NOTAÇÕES	ix
RESUMO	x
ABSTRACT	xi
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	2
2.1. Objetivos específicos	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1. Resfriamento acelerado	3
3.1.1. Microestruturas derivadas do resfriamento acelerado.....	4
3.2. Aço API 5L X-70.....	10
3.2.1. Tipos de microestruturas encontradas no aço API 5L X-70	12
3.3. O processo de corte a gás	16
3.3.1. Zona Termicamente afetada (ZTA)	17
3.4. Ensaio mecânicos	19
3.4.1. Ensaio de tração.....	21
3.4.2. Ensaio de dureza.....	25
4. METODOLOGIA.....	28
4.1. Seleção das amostras.....	28
4.2. Ensaio de tração	29
4.3. Ensaio de dureza	31
4.4. Análise metalográfica.....	33
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	34
5.1. Propriedades mecânicas.....	34
5.1.1. Resultados do ensaio de dureza	40
5.2. Análise metalográfica.....	42
6. CONCLUSÕES	48
7. ANEXO.....	50
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	52

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Progresso histórico da laminação controlada e resfriamento acelerado juntamente com os mecanismos de endurecimento e normas técnicas envolvidas.....	4
Figura 3.2 – Curva de tensão deformação de engenharia comparando a deformação entre os aços carbono comum, ARBL e <i>dual phase</i>	5
Figura 3.3 – Desenho esquemático da saturação de carbono na austenita, proveniente da ferrita e a formação da perlita.....	6
Figura 3.4 – Resfriamento acelerado interrompido.....	7
Figura 3.5 – Esquema do processo de têmpera direta.....	8
Figura 3.6 – Esquema do processo de têmpera direta mais auto-revenimento.....	8
Figura 3.7 – Propriedades mecânicas dos aços produzidos via TMCP e laminação convencional.....	9
Figura 3.8 – Esquemas de laminação e resfriamento.....	10
Figura 3.9 – Matriz de ferrita poligonal e áreas de perlita (P).....	13
Figura 3.10 – Microestrutura da ferrita acicular.....	14
Figura 3.11 – Microestrutura da bainita.....	15
Figura 3.12 – Microestrutura de ferrita poligonal, bainita e ilhas de M/A.....	16
Figura 3.13 – Diagrama esquemático da Zona Termicamente Afetada.....	18
Figura 3.14 – Curva tensão deformação.....	22
Figura 3.15 – Curva teórica mostrando os limites de escoamento superior e inferior.....	24
Figura 3.16 – Determinação dos limites convencionais de escoamento.....	24
Figura 4.1 – Desenho esquemático de uma chapa com as posições de retirada das amostras.....	28
Figura 4.2 – Máquina de corte a gás ESAB, utilizada para a retirada dos corpos de prova.....	29
Figura 4.3 – Máquina de ensaio de tração utilizada.....	30
Figura 4.4 - (a) Desenho esquemático da retirada dos blocos para preparação de CP's de tração em cada amostra e (b) a quantidade de material descartado de cada CP. A seta indica o sentido de laminação da chapa.....	31
Figura 4.5 – Desenho esquemático dos CP's de tração.....	31
Figura 4.6 – Máquina de ensaio de dureza.....	32
Figura 4.7 – Desenho esquemático do corpo de prova para ensaios de dureza, apresentando a parte afetada pelo corte (ZTA, faixa escura) e a posição das impressões de dureza.....	33
Figura 4.8 – Microscópios ópticos do Laboratório de Testes Mecânicos da Usiminas, Usina de Ipatinga.....	34
Figura 5.1 – Resultado de LE para os materiais de 12,70 mm (M).....	36
Figura 5.2 – Resultado de LR para os materiais de 12,70 mm (M).....	36
Figura 5.3 - Resultado de AL para os materiais de 12,70 mm (M).....	37
Figura 5.4 - Resultado de LE para os materiais de 38,10 mm (U).....	37
Figura 5.5 - Resultado de LR para os materiais de 38,10 mm (U).....	38
Figura 5.6 - Resultado de AL para os materiais de 38,10 mm (U).....	38
Figura 5.8 – Micrografia do corte nos corpos de prova de dureza e sua ZTA..	44
Figura 5.8 – Continuação.....	45

Figura 5.9 – Microestrutura das áreas afetadas pelo corte a gás.	45
Figura 5.9 – Continuação.....	46
Figura 5.10 – Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração.	47

LISTA DE TABELAS

Tabela I – Composição química típica da especificação API 5L X-70.	11
Tabela II – Resultado do limite de escoamento, limite de resistência e Charpy para a especificação API 5L X-70 (Ventrella, 2004).	12
Tabela III – Resultados dos ensaios de tração.	35
Tabela IV – Relação elástica.....	40
Tabela V – Comprimento da região afetada pelo corte a gás (ZTA).	42

LISTA DE NOTAÇÕES

Ar3 = Temperatura de início de transformação da ferrita no resfriamento.

Ae3 = Temperatura de início de transformação da ferrita no equilíbrio.

Ar1 = Temperatura final de transformação da ferrita no resfriamento.

Ac1 = Temperatura de início de transformação austenítica no aquecimento.

ARBL = Alta resistência Baixa Liga

CR = Laminação Controlada

CR AcC = Laminação Controlada e Resfriamento acelerado

CE-DQ = Laminação Controlada e Tempera direta – Revenido

CR-DLQ = Laminação Controlada e Tempera abaixo de Ar3

MA = Martensita e Austenita retida

N = Normalizado

OLAC = On-Line Accelerated Cooling (Resfriamento Acelerado)

RQ = Temperado e Revenido

SHT = Slab Reheating Temperature (Temperatura de Reaquecimento de Placas)

TMCP = Thermo-Mechanical Control Process (Processamento Termomecânico)

TS = Tensile Stress (Limite de Resistência)

YS = Yield Point (Limite de Escoamento)

α = Ferrita

γ = Austenita

RESUMO

Este trabalho foi desenvolvido visando compreender e melhorar o processo de corte e preparação das amostras enviadas ao laboratório de ensaios mecânicos da Usiminas, no que diz respeito à influência do corte a gás nas propriedades mecânicas do aço API 5L X-70, produzidos via resfriamento acelerado.

Para compreender este processo foram realizados ensaios de tração, dureza e análise metalográfica no aço. Foi analisada a zona termicamente afetada (ZTA) pelo corte a gás e verificado como ela pode alterar as propriedades mecânicas do aço.

Os resultados obtidos possibilitaram definir os melhores parâmetros para corte e preparação dos corpos de prova de forma a garantir que estes parâmetros não afetem os resultados de propriedades mecânicas do aço em questão.

Palavras-chaves: Corte a gás; resfriamento acelerado; zona termicamente afetada

ABSTRACT

This work was developed looking for to understand and improve the cutting process and preparation of samples sent to Usiminas mechanical tests laboratory, with regard to the influence of gas cutting on the mechanical properties of API 5L X-70 steel produced by accelerated cooling process.

To understand this process tensile, hardness and metallographic analyses in steels was carried out. It was analyzed the heat affected zone (HAZ) by gas cutting and checked how it can change the mechanical properties of steel.

The results obtained establish the best parameters for cutting and preparing the specimens to ensure that these parameters do not affect the results of the mechanical properties of the steel.

Keywords: Cut by gas, accelerated cooling, heat affected zone

1. INTRODUÇÃO

Atualmente o corte de chapas de aço carbono pode ser feito de várias formas, cada uma com suas vantagens e desvantagens. As opções para corte podem envolver princípios mecânicos (corte por serra, guilhotinas, estampagem ou usinagem), jatos abrasivos (jato d'água), oxidação seguida de fusão do óxido formado (oxicorte), fusão e ablação (laser) ou processos baseados em fusão com expulsão do óxido, como o corte a plasma.

Hoje as amostras recebidas da linha de chapas grossas da Usiminas são cortadas pelas máquinas de corte a gás. Estes cortes de corpos de prova estão sendo realizados em tamanhos maiores que exigido pelas normas para garantir que não haja influência do corte a gás nos resultados de ensaios mecânicos.

O corte a gás gera uma zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) que, se não for retirada por processos posteriores de preparação dos corpos de prova, pode gerar divergências das propriedades mecânicas do aço.

Estudos anteriores mostram que o comportamento da ZTA da solda, que é similar ao da ZTA do corte a gás nos aços carbono, as altas temperaturas deste processo torna a microestrutura da zona termicamente afetada extremamente grossa, alterando as propriedades mecânicas do material.

O objetivo deste trabalho foi de verificar se existe realmente influência do corte a gás nas propriedades mecânicas do aço API 5L X-70 variando o tamanho dos corpos de prova e, caso tenha influência, entender metalurgicamente os fenômenos ocorridos.

2. OBJETIVOS

O objetivo fundamental deste trabalho foi verificar, através de ensaios mecânicos (tração e dureza) e análise metalográficas, a influência do corte a gás nas propriedades mecânicas do aço API 5L X-70 processado via resfriamento acelerado. Esse procedimento forneceu subsídios para entender melhor o comportamento da zona termicamente afetada (ZTA) e sua influência na resistência mecânica deste aço na região de corte.

2.1. Objetivos específicos

Determinar a quantidade adequada de material que deverá ser descartada de modo a evitar a ocorrência de inconsistências nos resultados dos ensaios mecânicos para o aço API 5L X-70.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Resfriamento acelerado

O processo de resfriamento acelerado começou a ser aplicado na siderurgia Japonesa no início da década de 1980 (Ouchi, 2001). Com esta nova tecnologia foi possível desenvolver chapas com maior resistência e tenacidade, melhorando também a sua soldabilidade.

O progresso industrial da laminação controlada e resfriamento acelerado, a partir da década de 1960, é apresentado na figura 3.1. O SHT (*slab reheating temperature*) foi desenvolvido em 1974, o que possibilitou adotar uma temperatura de reaquecimento extremamente baixa (Ouchi, 2000). Em 1980 começou a operar o OLAC (*On-Line Accelerated Cooling*), capaz de resfriar placas com altas taxas de resfriamento (Shikanai, 2008).

Antes do resfriamento acelerado, para obter aços com elevada resistência para a época, utilizava-se a laminação controlada, que é um tratamento termomecânico de laminação, com o qual é possível alcançar alto grau de refinamento de grão, por meio de laminação final do produto sob temperaturas de acabamento relativamente baixas (Gorni, 2007).

Esta técnica permitiu reduzir o carbono equivalente nos aços, elevando o limite de escoamento e a tenacidade, porém não elevou tão intensamente o limite de resistência das placas. Com o desenvolvimento da laminação controlada, juntamente com o resfriamento acelerado, foi possível diminuir a quantidade dos elementos de liga, especialmente o carbono. Esta redução do carbono e outros elementos de liga melhoram consideravelmente a soldabilidade do aço.

Com a combinação de laminação controlada e resfriamento acelerado foi possível obter excelentes propriedades para placas de aço, tais como alta resistência, alta tenacidade e boa soldabilidade. Esta técnica de processos é conhecida como processamento termomecânico (*Thermo-Mechanical Control Process – TMCP*).

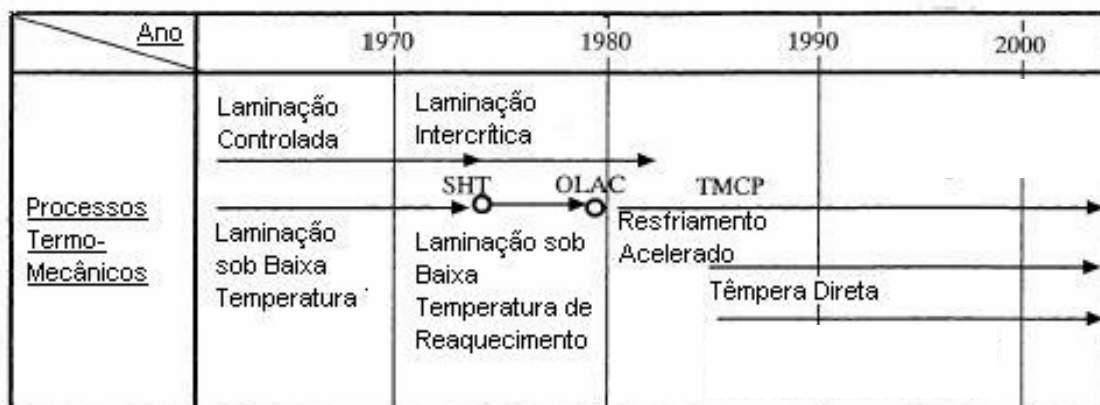


Figura 3.1 – Progresso histórico da laminação controlada e resfriamento acelerado juntamente com os mecanismos de endurecimento e normas técnicas envolvidas.

FONTE: Adaptado de Gorni *et al.*, 2006

3.1.1. Microestruturas derivadas do resfriamento acelerado

Com a entrada do resfriamento acelerado, juntamente com a laminação controlada, foi possível o refinamento no grão ferrítico, além de modificar a estrutura do aço de ferrita e perlita para ferrita e bainita.

O propósito do resfriamento acelerado é, além de otimizar o tipo, morfologia e dimensões do segundo constituinte (como o constituinte MA), atuar na temperatura A_{r3} no sentido de aumentar a taxa de nucleação da ferrita e assim provocar o refinamento de grão (Rodrigues, 1998).

Para aumentar os sítios de nucleação da ferrita durante o resfriamento é usada a laminação controlada, que refina o grão e deforma a austenita. Depois, a transformação estrutural é refinada pelo resfriamento acelerado. A fina estrutura obtida ajuda a atingir as excelentes propriedades mecânicas nesses aços (Shikanai, 2008).

A ferrita nucleia-se abaixo de A_{r3} , no resfriamento ao ar, e cresce com alta velocidade na região de alta temperatura de transformação. O resfriamento acelerado consegue impedir este crescimento dos grãos ferríticos. Porém, este refinamento de grão ferrítico não é explicado apenas pela queda de temperatura A_{r3} e aumento da força motriz para a transformação, mas também se deve ao impedimento do crescimento de

grãos ferríticos nucleados abaixo de A_{e3} e à promoção da nucleação de ferrita em baixas temperaturas. Tal fenômeno não seria alcançado somente com adições de elementos de liga, sendo necessário o resfriamento acelerado (Rodrigues, 1998).

A variação da taxa de resfriamento e a interrupção da mesma determinam os constituintes a serem formados e a fração volumétrica de cada. Uma taxa de resfriamento alta pode levar a formação da martensita, diminuindo a tenacidade do material. A curva de tensão x deformação do aço com constituinte martensítico (*dual phase*) tem um escoamento contínuo, figura 3.2, devido ao grande número de deslocações móveis que são geradas na ferrita durante a formação de martensita.

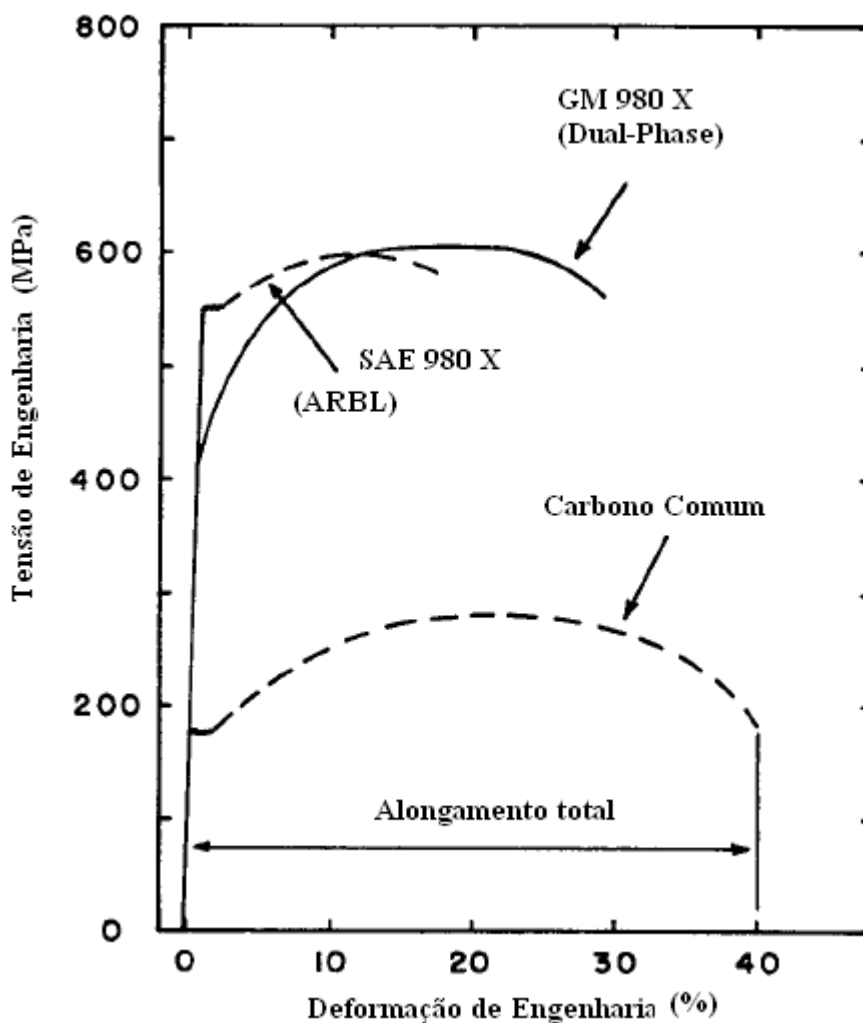


Figura 3.2 – Curva de tensão deformação de engenharia comparando a deformação entre os aços carbono comum, ARBL e *dual phase*.

FONTE: Adaptada de KRAUSS, 2005.

Para se obter aços de baixo carbono e microligados com estrutura bainíticas, a faixa de resfriamento é entre 5 e 10 °C/s e interrupção a 500°C (Rodrigues, 1998).

No resfriamento ao ar, depois da laminação controlada, a ferrita nucleia e cresce expulsando o carbono para a austenita vizinha. Este carbono na austenita cresce até atingir um valor crítico, quando ela se transforma em perlita, de acordo com a figura 3.3. Já o resfriamento acelerado impede o crescimento dos grãos da ferrita, com isso o carbono não difunde para a austenita vizinha e esta austenita não consegue atingir o valor crítico necessário para se transformar em perlita. À medida que o resfriamento acelerado ocorre abaixo de 550°C, a austenita se transforma em bainita quando o seu teor de carbono é relativamente baixo, ou em martensita quando seu teor de carbono é mais alto. Porém, se o resfriamento acelerado for interrompido acima de 500°C, e seguido por resfriamento ao ar, o grão da ferrita irá crescer, expulsando o carbono para a austenita vizinha, que quando saturar (valor crítico necessário), pode se transformar em perlita ou bainita, se o teor de carbono estiver abaixo do valor crítico (Rodrigues, 1998).

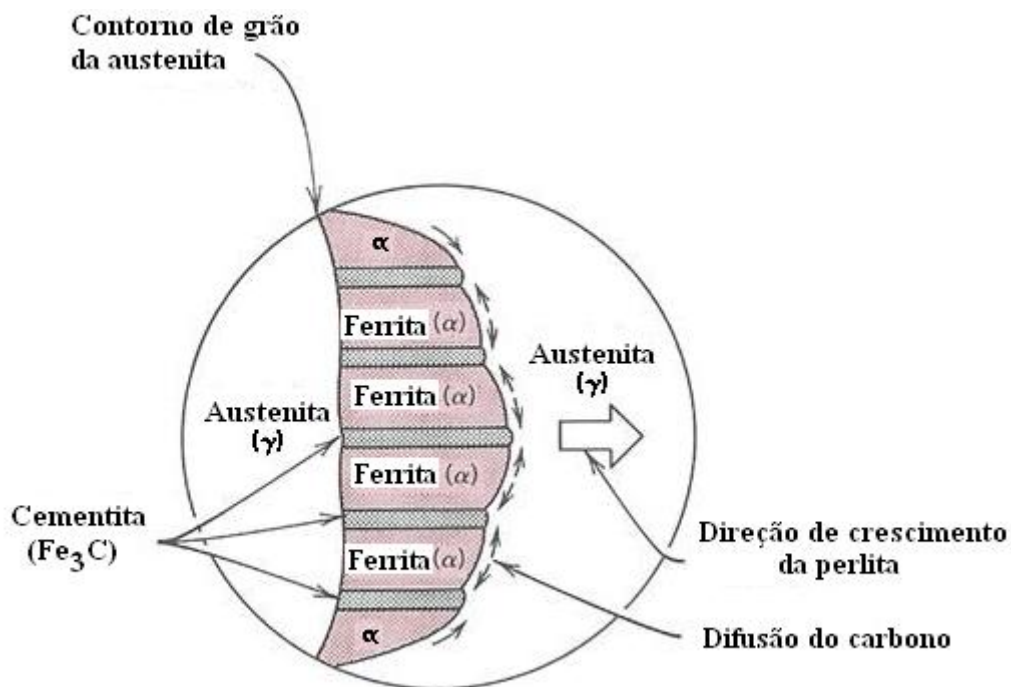


Figura 3.3 – Desenho esquemático da saturação de carbono na austenita, proveniente da ferrita e a formação da perlita.

FONTE: CALLISTER, 2002.

O resfriamento acelerado permite algumas variações durante o processo, de acordo com as propriedades desejadas. Estas variações são descritas abaixo:

Onde:

T_{CST} = Temperatura de início de resfriamento

C = Temperatura no núcleo do esboço

S = Temperatura na superfície do esboço

M_S = Temperatura de início de formação da martensita

T_C = Tempo de resfriamento

- Resfriamento Acelerado Interrompido: Ao final da laminação inicia-se o resfriamento e termina-se numa temperatura intermediária, seguindo-se de resfriamento ao ar, conforme figura 3.4. Esse é o caso mais comum, sendo geralmente aplicado entre 800 e 500°C. Como foi mencionado anteriormente, este tipo de tratamento pode levar a formação de segundo constituinte de perlita ou bainita, dependendo se a quantidade de carbono que da austenita será suficiente para atingir o valor crítico e formar perlita, ou o contrário formar bainita.

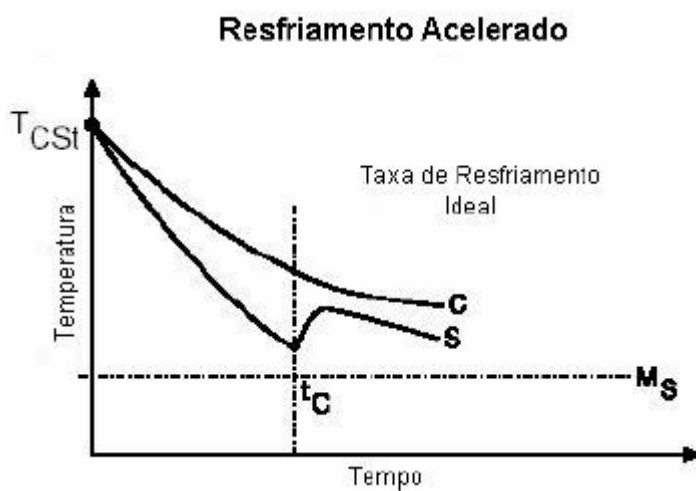


Figura 3.4 – Resfriamento acelerado interrompido.

FONTE: GORNI *et al.*, 2006.

- Têmpera direta: Tem-se neste caso o resfriamento mais severo, com altas taxas de resfriamento, terminando com temperaturas relativamente baixas, conforme figura 3.5. Geralmente, leva a formação de uma microestrutura martensítica. Esta variante é geralmente aplicada entre 900 e 200°C.

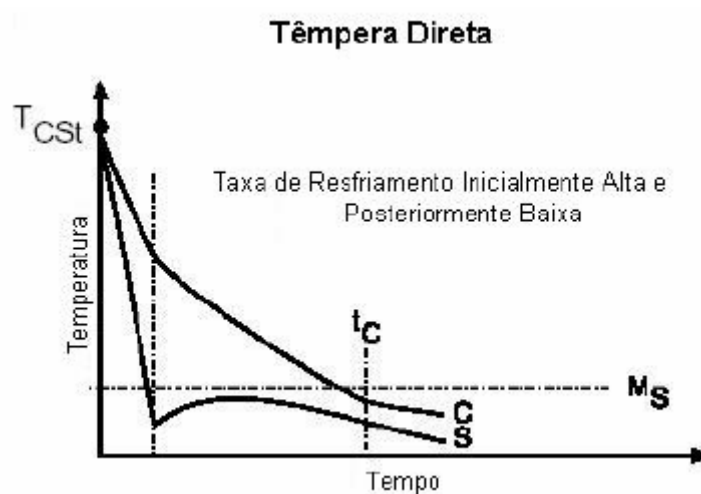


Figura 3.5 – Esquema do processo de têmpera direta.

FONTE: GORNI *et al.*, 2006.

- Têmpera direta mais auto-revenimento: é o aproveitamento da recalescência promovida pelo núcleo da chapa, que ainda está quente, para proporcionar um tratamento de revenimento, conforme figura 3.6.

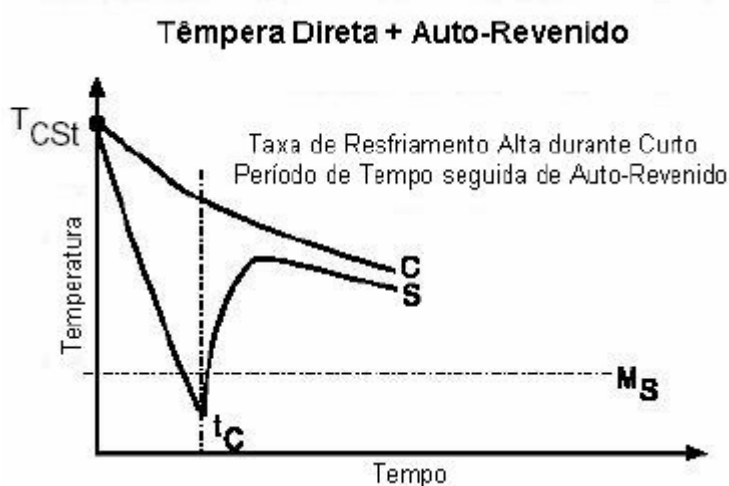


Figura 3.6 – Esquema do processo de têmpera direta mais auto-revenimento.

FONTE: GORNI *et al.*, 2006.

Portanto, como já mencionado anteriormente, com o processo de TMCP as propriedades mecânicas do aço melhoram, se comparado com o processo

convencional de laminação. Isto pode ser observado na figura 3.7, onde é apresentado o limite de escoamento e o limite de resistência nas duas condições.

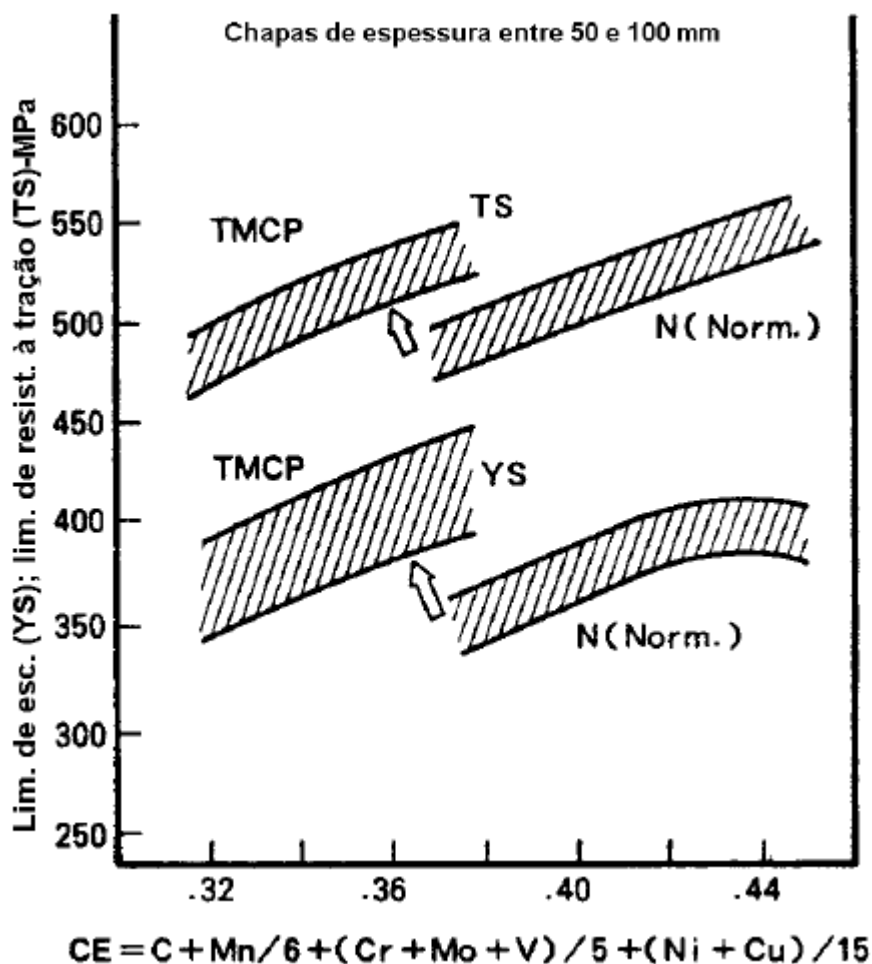


Figura 3.7 – Propriedades mecânicas dos aços produzidos via TMCP e laminação convencional.

FONTE: OTHÉRO *et al.*, 2000.

As condições térmicas do processo de laminação convencional e TMCP são apresentadas na figura 3.8. Cada um dos processos leva a microestruturas diferentes e, portanto, propriedades mecânicas diferentes.

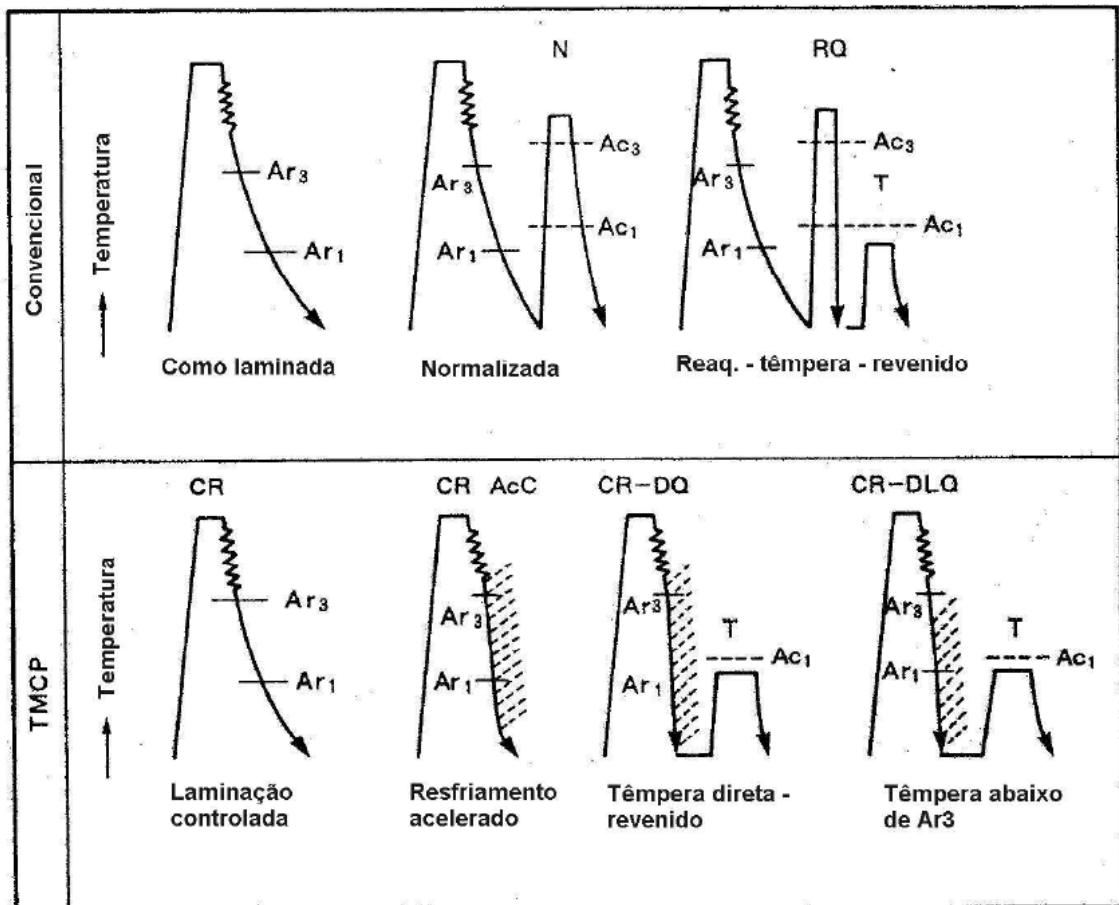


Figura 3.8 – Esquemas de laminação e resfriamento.

FONTE: OTHÉRO *et al.*, 2000.

3.2. Aço API 5L X-70

Para a fabricação de tubos de grande espessura é necessário um aço com alta resistência mecânica e boa tenacidade, além de baixo nível de inclusões não metálicas. A especificação API atende bem estas características. Estes aços são especificados pela *American Petroleum Institute* (API). A norma API estabelece as classes para tubos de acordo com a resistência mecânica. Por isso têm-se hoje diversos aços dessas classes como API 5L X-42, API 5L X-65, API 5L X-70, API 5L X-80 e outros (terminologia de cada classe X mais o limite de escoamento em ksi).

Alguns destes aços são usados na fabricação de tubos soldados. Esses necessitam de uma microestrutura adequada para não gerar problemas na zona termicamente afetada pela soldagem.

Como os elementos de liga favorecem a fragilização na ZTA, devido à formação de constituintes frágeis durante o resfriamento, cada vez mais estes elementos, principalmente o carbono, são reduzidos na composição química destes aços. Com a redução do carbono é necessário aplicar outros processos industriais para o aço atender as especificações da norma API. Exemplos são a laminação controlada e resfriamento acelerado.

A composição química típica do aço API 5L X-70 é apresentada na Tabela I.

Tabela I – Composição química típica da especificação API 5L X-70.

Elemento	%
C	≤ 0,12
Mn	≤ 2,00
Si	≤ 0,40
P	≤ 0,025
S	≤ 0,008
Al	0,008~0,050
Nb	≤ 0,075
V	≤ 0,070
Ti	≤ 0,025
Cu	≤ 0,350
Ni	≤ 0,350
Cr	≤ 0,350
Mo	≤ 0,008
Ca	0,0005~0,0045
N	≤ 0,0090
B	≤ 0,0005

Os requisitos principais para a aplicação dos aços API estão voltados para as condições de resistência mecânica, tenacidade e peso. Aplicações tais quais como tubulação para petróleo, estruturas *offshore*, etc.

O mínimo de limite de escoamento especificado pela norma API 5L X-70 é 483 MPa (70 ksi).

A tabela II apresenta o resultado dos ensaios de tração e impacto para o aço em questão.

Tabela II – Resultado do limite de escoamento, limite de resistência e Charpy para a especificação API 5L X-70 (Ventrella, 2004).

LE (MPa)	LR (MPa)	Energia 0°C, (J)
524	660	96

3.2.1. Tipos de microestruturas encontradas no aço API 5L X-70

A obtenção da microestrutura desejada está ligada diretamente a composição química, laminação e resfriamento do material. As microestruturas normalmente encontradas nos aços laminados para fabricação de tubos são (Othéro, 2000 e Collins, 1983):

- Ferrita poligonal/perlita:

Estrutura típica de aços convencionais. O resfriamento lento a partir da temperatura de austenitização permite a transformação da austenita se aproximar as condições de equilíbrio. Nesses aços não é utilizado o resfriamento acelerado após a laminação. Apresentam grãos de ferrita equiaxiais e baixa densidade de deslocamentos. A distribuição dos constituintes dependerá do teor de carbono e de elementos de liga.

Com a formação da ferrita, o carbono da austenita, que ainda não transformou, aumenta. Este teor de carbono aumenta até o máximo (composição eutetóide), e, ao atingir a temperatura abaixo de 700°C, a austenita remanescente se transforma em perlita. O resultado final é uma estrutura contendo uma mistura de grãos equiaxiais de ferrita e perlita, conforme figura 3.9.

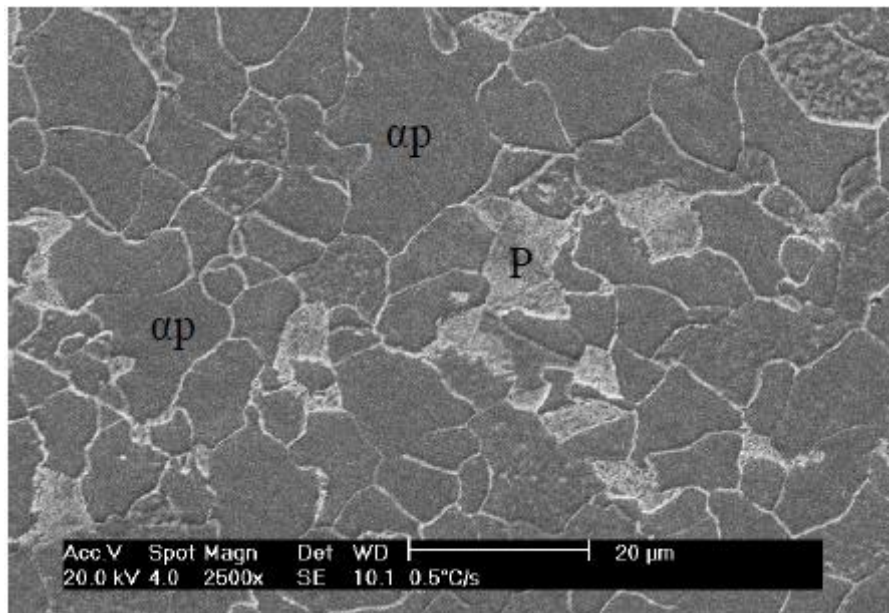


Figura 3.9 – Matriz de ferrita poligonal e áreas de perlita (P).

FONTE: OGATA *et al.*, 2008.

- Ferrita acicular:

A austenita transforma-se, a baixas temperaturas, para uma fina e irregular estrutura, conhecida como ferrita acicular.

O grande número de segmentos paralelos e planares observados em um único grão ou grupos de grãos sugere uma orientação preferencial com relação ao grão da austenita anterior e provavelmente indica a direção do crescimento da ferrita. Essas características estão de acordo com a proposição (Collins, 1983) de que a ferrita acicular é o produto de crescimento das placas de Widmstätten nos pequenos grãos da austenita.

As densidades de deslocamentos na ferrita acicular são maiores que na ferrita poligonal. A figura 3.10 apresenta a microestrutura da ferrita acicular.

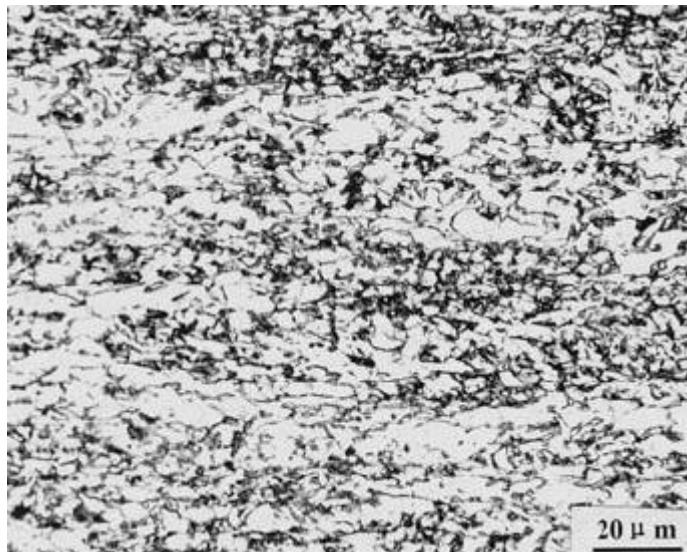


Figura 3.10 – Microestrutura da ferrita acicular.

FONTE: ZHAO *et al.*, 2004.

Bainita:

- É uma microestrutura difícil de ser distinguida da ferrita acicular por microscopia óptica. Ambos os constituintes são caracterizados por uma fina estrutura de grãos com formas irregulares, porém a bainita contém mais estruturas alongadas, que são conhecidas como feixes.

A bainita é caracterizada por placas ou ripas de ferritas paralelas de alta densidade de deslocações, separados por contornos de grão de baixo ângulo ao longo dos quais as camadas de cementitas podem estar.

A bainita em ripas exibe uma alta densidade de deslocações. As ripas têm tipicamente entre 5 e 7 μm de largura, sendo assim, os feixes observados pela microscopia óptica são compostos por um conjunto de ripas subestruturais, conforme figura 3.11.



Figura 3.11 – Microestrutura da bainita.

FONTE: KHARE *et al.*, 2010.

- Constituinte M/A (martensita e austenita):

O constituinte M/A consiste de pequenas regiões de martensita com austenita retida.

As regiões do constituinte M/A são as últimas a se formarem durante o resfriamento. Neste ponto a austenita remanescente foi substancialmente enriquecida por carbono e este particionado em pequenos blocos poligonais por formação de ferrita a temperaturas mais elevadas. A transformação final da austenita enriquecida em carbono é muito sensível aos elementos de liga contidos no aço. Se a quantidade de elementos de liga é baixa, a austenita, provavelmente, se transforma em bainita, mas se a quantidade de elementos de liga contidos no aço é alta o constituinte formado será a martensita. Esta transformação não necessariamente será completa e uma quantidade substancial de austenita pode ser retida. A microestrutura típica é apresentada na figura 3.12.

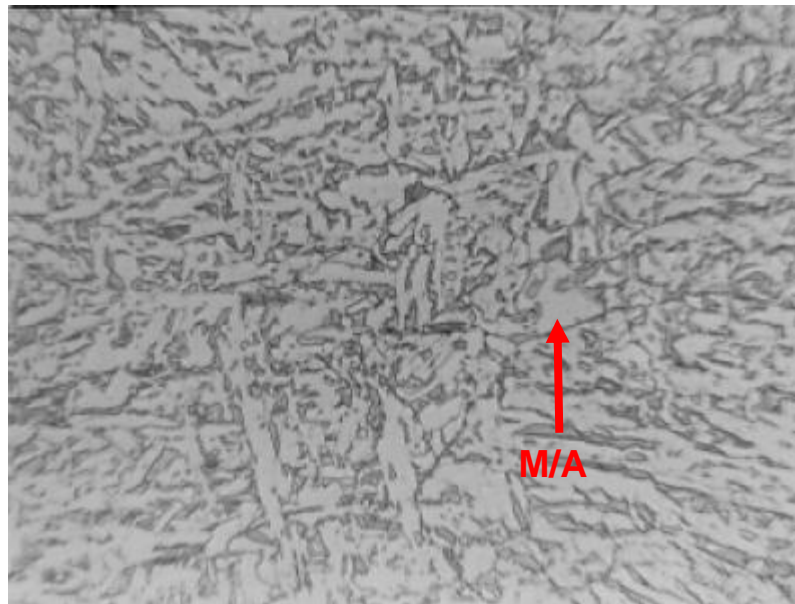


Figura 3.12 – Microestrutura de ferrita poligonal, bainita e ilhas de M/A.

FONTE: RODRIGUES *et al.*, 2000.

3.3. O processo de corte a gás

O corte a gás é um processo no qual o corte dos metais é obtido pela reação do oxigênio puro com o metal a alta temperatura.

O metal que será cortado é aquecido por uma chama até a sua temperatura de ignição (temperatura em que ocorre a reação do metal com o oxigênio) e depois é exposto a um jato de oxigênio com uma pureza maior ou igual a 99,5%. Se a pureza for inferior a 95% não é possível realizar o corte.

A oxidação do ferro a altas temperaturas se processa em três reações, representadas abaixo pelas equações 1 a 3:



A terceira reação só ocorre no corte de peças de maior espessura.

O processo é versátil e os equipamentos mais comumente usados podem ser manuais ou mecanizados. O corte mecanizado, que foi utilizado neste trabalho, é feito com uma velocidade mais uniforme, propiciando melhor aparência e regularidade da superfície. Um maçarico realiza os cortes de acordo com gabaritos pré-determinados (CNC).

Vários gases combustíveis podem ser usados para o processo de corte, porém o mais utilizado, inclusive neste trabalho, é o acetileno.

A combinação de acetileno com oxigênio produz a chama de maior temperatura e concentração de calor. Estas características possibilitam cortes mais rápidos e de excelente acabamento.

Essa maior temperatura leva a uma desvantagem deste processo, a formação da zona termicamente afetada ou ZTA. Em função das altas temperaturas de trabalho ocorrerá a alteração da microestrutura na região adjacente à superfície de corte, o que pode afetar os resultados de ensaios mecânicos.

3.3.1. Zona Termicamente afetada (ZTA)

Quando uma parte do aço é submetida a altas temperaturas, por exemplo em cortes a gás, laser, plasma ou durante a soldagem, ocorre, naquela área, uma mudança na microestrutura. Esta área afetada pelo corte recebe o nome de Zona Termicamente Afetada (ZTA).

Esse fenômeno é muito conhecido na área de soldagem. A microestrutura da ZTA de um aço convencional após a soldagem é esquematicamente mostrada na figura 3.13. Durante a solda o aço é aquecido a temperaturas acima de 1400°C, ficando a austenita com um grão grosseiro. Quando o aço começa a resfriar, após a solda, começam a aparecer a ferrita acicular nos contornos de grãos da austenita, a bainita superior e, também, dependendo da composição química e taxa de resfriamento, pode aparecer o constituinte MA, que diminuem drasticamente a tenacidade do aço.

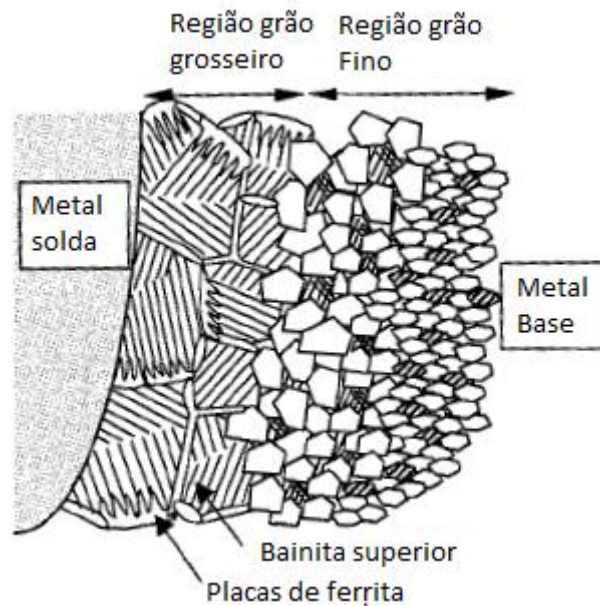


Figura 3.13 – Diagrama esquemático da Zona Termicamente Afetada.

FONTE: Adaptado de Shinichi *et al.*, 2005.

Para resolver esse problema a JFE EWEL, através de Shinichi *et al.* (2005), desenvolveram algumas ações para melhorar a tenacidade na ZTA. Estas ações integram três conceitos:

- 1 – Controle do tamanho de grão através da adição de TiN;
- 2 – Controle da microestrutura intergranular através de controle dos teores de O, S e Ca e também de microligantes com B e N;
- 3 – Otimizar o carbono equivalente e os elementos de ligas através da utilização de altas taxas de resfriamento.

De acordo com Shin *et al.* (2009), que estudaram a ZTA da solda no aço API 5L X-70, a microestrutura encontrada é composta de bainita, ferrita acicular e compostos de segunda fase, como martensita ou MA. Devido ao rápido resfriamento, a martensita é formada pela baixa difusão que leva à transformação pelo cisalhamento da austenita sem mudar sua composição química, ficando em forma de ripas ou placas, dependendo da quantidade de carbono, tem alta densidade de deslocamentos e apresenta baixa tenacidade.

Urtado *et al.* (2010) realizaram um estudo sobre a dureza na zona termicamente afetada pelo corte a plasma, e concluiu que, em chapas de aço carbono, a dureza na ZTA é 53% maior que no metal de base devido à formação de ferrita acicular.

3.4. Ensaios mecânicos

Para determinar as propriedades mecânicas nos materiais é necessário realizar os ensaios nos mesmos. Estes ensaios são classificados como destrutivo e não destrutivo.

O ensaio destrutivo usa técnicas que implicam na destruição ou na alteração das características do material que está sendo testado. Uma conclusão óbvia é que se todos os produtos forem testados e conseqüentemente danificados, não sobrarão produtos. Ensaios destrutivos, por esta razão, são aplicados em amostras.

Seguem alguns exemplos de ensaios destrutivos:

- Tração;
- Compressão;
- Dobramento;
- Impacto;
- Fadiga;
- Torção.

As vantagens e limitações dos ensaios destrutivos são apresentadas abaixo:

Vantagens:

- Podem fornecer medições diretas e confiáveis;
- As medições são quantitativas, usualmente válidas para projeto ou padronização;
- Normalmente não requer técnicos especializados para interpretação dos resultados.

Limitação:

- Pode ser aplicado somente em amostra;
- Partes ensaiadas não podem ser colocadas em serviço;
- Impossibilidade de repetição do ensaio na mesma amostra;
- Ensaio diferentes requerem amostras diferentes;
- Não pode ser aplicado a grande quantidade de elementos;
- Pode ser proibitivo em materiais de alto custo ou em partes de difícil disponibilidade;
- Dificuldade de aplicação sobre partes em serviço e quando aplicado, determina o fim da vida útil das mesmas;
- Exige extensa preparação dos corpos de prova;
- Investimento elevado.

Os ensaios não destrutivos (NDT) referem-se ao uso das técnicas para detectar defeitos ou trincas internas na superfície de materiais ou componentes sem danificá-los ou destruí-los. A mais antiga técnica de NDT é uma simples inspeção visual que de uma forma geral é insuficiente para a maioria dos produtos e serviços.

Os ensaios não destrutivos mais usuais e conhecidos são:

- Ultrassom;
- Raios-X ou radioisótopo (ex: raio gama);
- Líquido penetrante;
- Corrente-parasita (*eddy current*);
- Partícula magnética.

Segue algumas vantagens e limitações dos ensaios NDT.

Vantagens:

- Pode ser usado diretamente sobre o produto sem considerar custos e não há perdas a não serem os defeituosos;
- Poder ser executado em 100% dos produtos ou em amostras representativas;

- Diferentes ensaios podem ser aplicados no mesmo produto simultaneamente ou em sequencia;
- O mesmo ensaio pode ser repetido no mesmo produto;
- Pode ser executado em peças em serviço;
- Requer nenhuma ou pouca preparação das peças;
- Custo usualmente baixo.

Limitações:

- Os resultados em geral devem ser interpretados por técnicos especializados;
- Na ausência de uma comprovação, pode haver divergências entre inspetores em relação à interpretação dos resultados;
- Alguns ensaios requerem altos investimentos.

Para todo o ensaio existe uma norma a ser seguida. Isto é valido para homogeneização dos resultados.

Os ensaios que serão utilizados neste trabalho são de tração, dureza e análise metalográfica.

3.4.1. Ensaio de tração

Conforme Souza, 1982, o ensaio de tração é o ensaio mais importante dentre os ensaios mecânicos devido à facilidade de execução e a reprodutibilidade dos resultados.

Este ensaio consiste na aplicação de uma carga axial em um corpo de prova de formas e dimensões padronizadas através de uma máquina denominada máquina de ensaio de tração. Durante a aplicação de força é medido a deformação no material por um equipamento chamado extensômetro. Os esforços aplicados nos corpos de prova são medidos na própria máquina e o corpo de prova é levado até a ruptura.

Com as informações de carga e deformação é possível criar os gráficos de carga X deslocamento ou tensão X deformação dos corpos de prova.

Nesse tipo de ensaio, pode-se afirmar que todo o material sofre deformação uniforme pelo menos até a carga máxima (Alongamento Uniforme). Após a carga máxima suportada pelo material as deformações não seguem mais uma uniformidade. A partir daí aparece um fenômeno conhecido como estrição, que é a diminuição da seção transversal do corpo de prova. Geralmente a ruptura do material se dá nesta área de estrição.

A norma deste ensaio é a ASTM A370, que especifica os parâmetros para os ensaios. Parâmetros como a preparação do material, primeira e segunda velocidade de ensaio, base de medida para medir o alongamento total, dimensões do corpo de prova e outros.

Os principais resultados apresentados no ensaio de tração são limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento (AL). A figura 3.14 apresenta um gráfico de tensão deformação de engenharia.

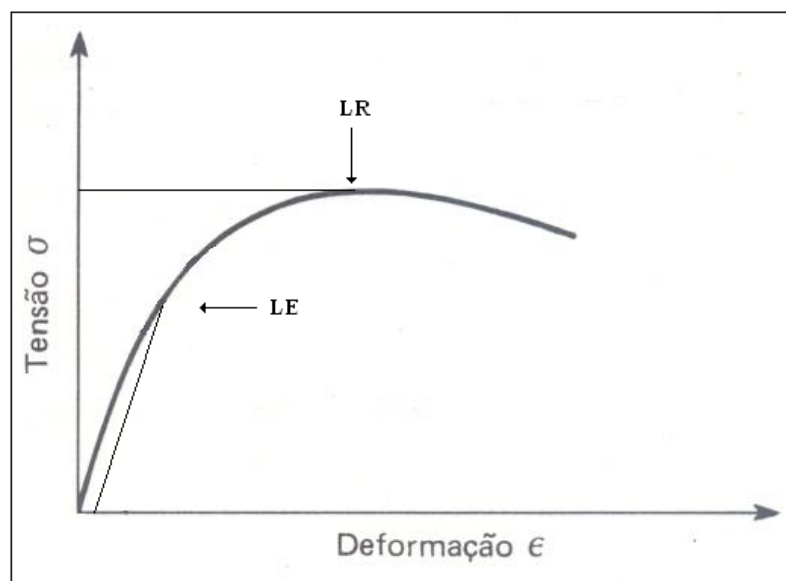


Figura 3.14 – Curva tensão deformação.

FONTE: Adaptado de Souza, 1982.

3.4.1.1. Propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração

Conforme visto na Figura 3.14, existe certa linearidade no início da curva, através desta linearidade podemos calcular o módulo de Young, conforme a equação 4:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \text{ ou } E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (4)$$

Onde

σ = Tensão (MPa)

E = Módulo de elasticidade (MPa)

ε = Deformação

A constante de proporcionalidade (E) é conhecida como módulo de elasticidade ou módulo de Young.

Nessa região elástica toda deformação devido à aplicação de carga volta a suas dimensões originais quando a carga é retirada. Após a região linear começa a região plástica, onde toda deformação que o material sofre é permanente, com exceção da recuperação elástica. O ponto que divide a região elástica da região plástica é conhecido como limite de escoamento e pode ser calculado pela equação 5.

$$\sigma_e = \frac{F_e}{A_o} \quad (5)$$

Onde

σ_e = Limite de escoamento (MPa)

F_e = carga no escoamento (kgf)

A_o = Área (mm²)

Existem algumas formas padronizadas de se obter o limite de escoamento em um gráfico tensão X deformação. Estas formas, ilustradas nas figuras 3.15 e 3.16, são:

- Limite de escoamento superior e inferior;
- Limite convencional de escoamento para 0,2% de deformação plástica (metais e ligas metálicas);

- Limite convencional de escoamento para 0,5% de deformação total (materiais com grandes plasticidades).

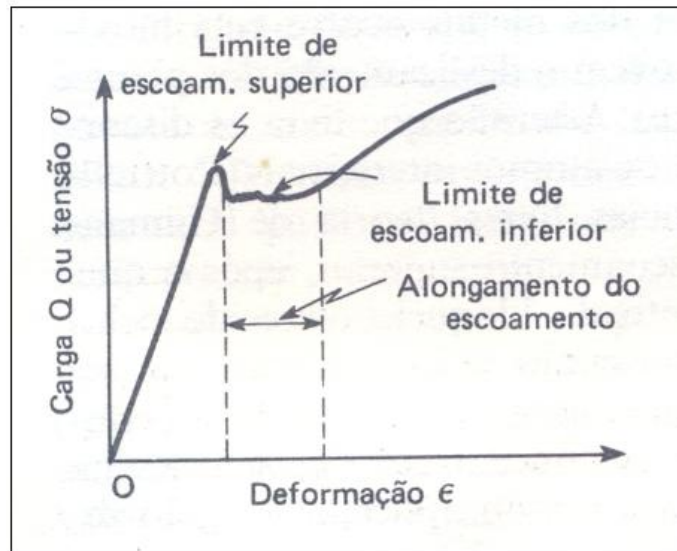


Figura 3.15 – Curva teórica mostrando os limites de escoamento superior e inferior.

FONTE: Souza, 1982.

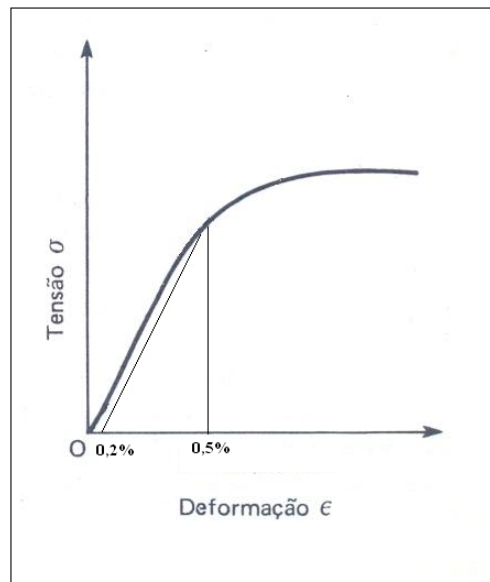


Figura 3.16 – Determinação dos limites convencionais de escoamento.

FONTE: Adaptado de Souza, 1982.

O limite de resistência é calculado usando o valor da carga máxima registrada no ensaio dividida pela área inicial, conforme a equação 6.

$$\sigma_R = \frac{F_M}{A_0} \quad (6)$$

onde

F_M = Carga máxima (kgf)

σ_R = Limite de resistência (MPa)

Como é uma análise de gráfico de tensão X deformação convencional ou de engenharia a área sempre será a inicial, e não se considera a redução de seção sofrida pelo corpo de prova durante a aplicação da força.

O alongamento pode ser medido em qualquer estágio do ensaio, porém, o mais utilizado é o alongamento total, que é a deformação do material até a sua ruptura. É uma medida de ductilidade do aço, quanto maior a deformação total, maior é a sua ductilidade. Para o cálculo do alongamento total, que geralmente é expresso em porcentagem, é utilizada a equação 7.

$$AL = \frac{L_f - L_0}{L_0} \cdot 100 \quad (7)$$

onde

AL = Alongamento total

L_0 = Comprimento inicial (mm)

L_f = Comprimento final (mm)

O comprimento inicial também é conhecido como base de medida e varia de acordo com as normas.

3.4.2. Ensaio de dureza

Souza (1982) define dureza como a resistência à deformação plástica permanente ou a resistência à penetração de um material duro em outro.

Existem vários tipos de dureza por penetração. Seguem abaixo as utilizadas no Laboratório de Testes Mecânicos da Usina de Ipatinga da Usiminas.

Dureza Brinell

A dureza proposta por J. A. Brinell em 1900 denomina-se dureza Brinell e é simbolizada por HB (Souza, 1982).

Esta dureza consiste em comprimir lentamente uma esfera de aço de diâmetro D, sobre uma superfície plana, limpa e polida de um metal, através de uma carga, Q, durante um tempo, t. Esta compressão provoca uma “calota” no metal onde se mede as diagonais para retirar-se a média, esta média é utilizada na equação 8.

$$HB = \frac{2.Q}{\pi.D(D-\sqrt{D^2-d^2})} \quad (8)$$

onde

D = Diâmetro da esfera

d = Diâmetro médio da “calota”

A norma que rege este ensaio é a ABNT. NBR NM ISO 6506-1.

Dureza Rockwell

Este ensaio de dureza foi desenvolvido em 1922 por Rockwell, que leva o seu nome no ensaio. O símbolo deste ensaio é HR (Souza, 1982).

O ensaio é baseado na profundidade de penetração de uma ponta, subtraído a recuperação elástica, causada pela aplicação de uma carga menor.

A norma que rege este ensaio é a ABNT. NBR NM ISO 6508-1.

Dureza Vickers

Smith e Sandland, em 1925, desenvolveram uma metodologia para se medir dureza por penetração. Este ensaio recebeu o nome de dureza Vickers devido à Companhia Vickers-Armstrong Ltda. (Souza, 1982).

O ensaio consiste em pressionar com uma determinada força um penetrador prismático de diamante sobre a superfície limpa e polida do material. A equação 9 desenvolvida é apresentada abaixo

$$HV = \frac{2Q \cdot \sin \frac{136}{2}}{L^2} \quad (9)$$

onde

L = Média das diagonais impressas (mm)

Q = Carga aplicada (kgf)

A norma que rege este ensaio é a ABNT. NBR NM ISO 6507-1.

4. METODOLOGIA

Este estudo foi realizado utilizando amostras de chapas laminadas em escala industrial na Linha de Chapas Grossas, com etapas de testes e análises no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Usiminas, Usina de Ipatinga. O procedimento experimental utilizado é descrito a seguir.

4.1. Seleção das amostras

Para o desenvolvimento deste trabalho foram selecionadas amostras de chapas grossas da especificação API 5L X-70 produzidas industrialmente na Usina de Ipatinga da Usiminas, na espessura menor (12,70 mm) e maior (38,10 mm) da faixa fornecida comercialmente. O material de 12,70 mm é Nb-V-Ti e o de 38,10 mm é Nb-Cu-Ni-Mo, porém possuem o mesmo carbono equivalente, portanto o mesmo comportamento na ZTA.

As amostras foram retiradas na posição central do comprimento da chapa para evitar variações de propriedades mecânicas entre topo, meio e base, conforme figura 4.1. Essas receberam a seguinte identificação: 4 para ensaios de dureza; 5, 6 e 7 para ensaios de tração.

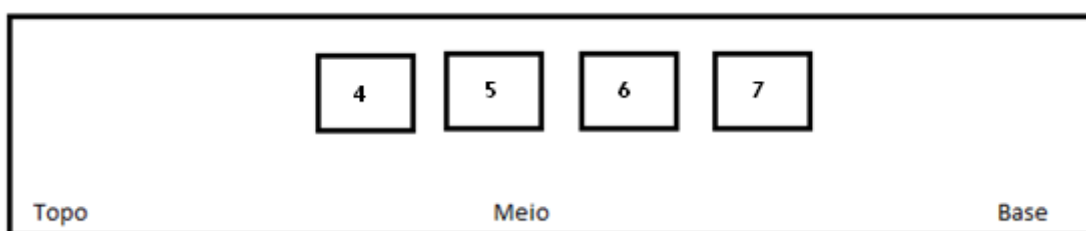


Figura 4.1 – Desenho esquemático de uma chapa com as posições de retirada das amostras.

O corte das amostras foi feito no Laboratório de Testes Mecânicos da Usiminas, Usina de Ipatinga. Foi utilizada máquina da marca ESAB dotada de seis maçaricos automáticos controlados por CNC. A Figura 4.2 apresenta um vista desta máquina.



Figura 4.2 – Máquina de corte a gás ESAB, utilizada para a retirada dos corpos de prova.

4.2. Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme norma ASTM A370, em máquina universal Instron de 1200 kN de capacidade (Fig. 4.3). Foi utilizado um extensômetro acoplado aos corpos de prova com abertura inicial de 50 mm, para registrar o alongamento durante o ensaio. A velocidade de ensaio foi controlada em tensão por tempo ($\text{kgf}/\text{mm}^2/\text{s}$) e foi de $0,8 \text{ kgf}/\text{mm}^2/\text{s}$.

Foram retirados, usando a máquina de corte a gás, os blocos 5, 6 e 7 para preparação de corpos de prova (CP's) de tração: dois com largura de 70 mm, dois com 60 mm e mais dois com 50 mm. A figura 4.4 (a) apresenta um desenho esquemático destes cortes dos blocos. Foram cortados dois blocos de cada largura em cada uma das amostras (5, 6 e 7), totalizando, portanto, seis blocos de cada largura para cada uma das chapas. Conforme indicado na figura 4.4 (a), os blocos foram cortados no sentido transversal, ou seja, com o comprimento alinhado a 90° com o sentido de laminação.

Após o corte, foi realizada a usinagem final dos corpos de prova de tração, com as dimensões definidas na norma. Como a largura final da cabeça dos corpos de prova deve ser igual a 50 mm, foi necessário reduzir a largura para os corpos de prova cortados com 60 mm e 70 mm e, em seguida, usinar a parte útil dos CPs. A figura 4.4 (b) mostra a quantidade de material descartado de cada CP.



Figura 4.3 – Máquina de ensaio de tração utilizada.

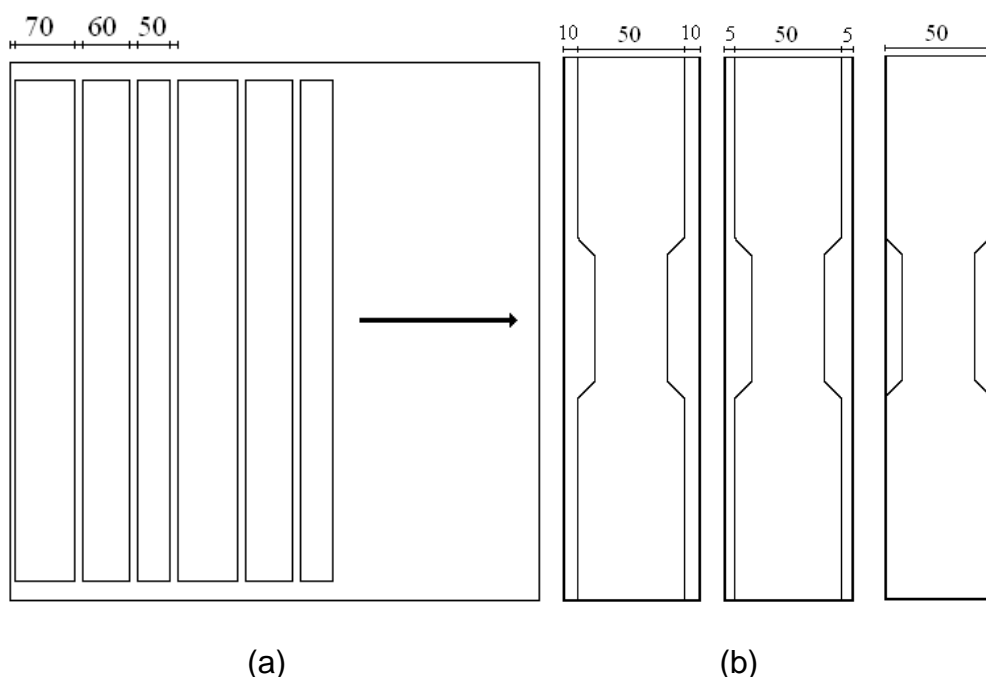


Figura 4.4 - (a) Desenho esquemático da retirada dos blocos para preparação de CP's de tração em cada amostra e (b) a quantidade de material descartado de cada CP. A seta indica o sentido de laminação da chapa.

Depois do acerto da largura foi usinada a parte útil dos CP's. O desenho esquemático do corpo de prova de tração é apresentado na figura 4.5. A base de medida, sobre a qual é realizada a determinação do alongamento total após a ruptura do CP, foi igual a 50 mm.

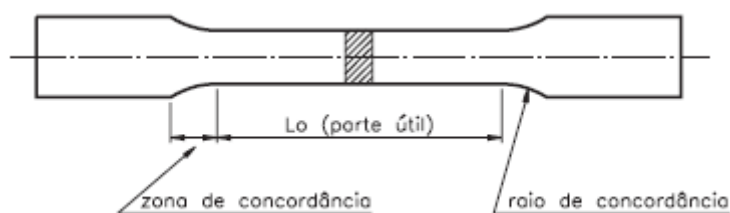


Figura 4.5 – Desenho esquemático dos CP's de tração.

4.3. Ensaio de dureza

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers no bloco "4" (ver figura 4.1) de cada uma das chapas empregadas neste estudo. Para isso foi utilizada máquina de dureza da similar a apresentada na figura 4.6. A carga aplicada no penetrador foi de 0,5 kgf e

o tempo de aplicação foi de 10 s a 15 s, conforme a norma ABNT NBR NM ISO 6507-1.



Figura 4.6 – Máquina de ensaio de dureza.

Foram retirados, por corte a gás, CP's nas dimensões de 30 mm de largura e 60 mm de comprimento, conforme mostrado esquematicamente na figura 4.7. A parte escura mostrada na borda da amostra da figura 4.7 representa a zona termicamente afetada (ZTA) pelo corte a gás.

Foi determinado o perfil de dureza ao longo da maior dimensão do CP, conforme a figura 4.7, com o objetivo de identificar a extensão da região onde houve influência do corte a gás. A distância do primeiro ponto de medida em relação à aresta de corte a gás e entre os pontos subsequentes foi de 0,15 mm. As medidas foram realizadas a um quarto da espessura (e) da chapa, evitando a influencia de segregações geralmente presentes no centro da espessura.

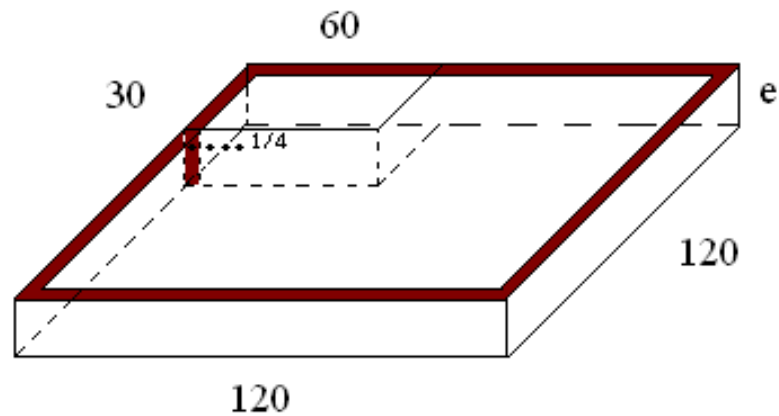


Figura 4.7 – Desenho esquemático do corpo de prova para ensaios de dureza, apresentando a parte afetada pelo corte (ZTA, faixa escura) e a posição das impressões de dureza.

4.4. Análise metalográfica

Para as análises metalográficas dos corpos de prova cortadas a gás foi utilizado o microscópio óptico da marca Olympus BX41M com capacidades de aumento de 50, 100, 200, 500 e 1000 X. A figura 4.8 apresenta uma fotografia dos microscópios disponíveis no Laboratório de Testes Mecânicos da Usiminas, Usina de Ipatinga.

Foram realizadas análises nas sobras das amostras de dureza. Os CP's foram devidamente preparados e atacados com nital 3%.



Figura 4.8 – Microscópios ópticos do Laboratório de Testes Mecânicos da Usiminas, Usina de Ipatinga.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Propriedades mecânicas

Os resultados de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e do alongamento AL são apresentados na tabela III.

Nesta tabela, a identificação da amostra, que sempre começa com a letra I devido ao seu caráter de amostragem imprevista na produção normal da Usina, segue as seguintes premissas:

- Espessura da amostra = 12,70 mm (código M) e 38,10 mm (código U);
- Amostra (posição na chapa) = 5, 6 ou 7 (figura 4.1);
- Posição do bloco na amostra = 1 ou 2;
- Largura do bloco (mm) = 50, 60 ou 70.

Tabela III – Resultados dos ensaios de tração.

Material de 12,70 mm					Material de 38,10 mm				
Amostra	Ident	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	Amostra	Ident	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)
I0146668	M7.1-70	529	606	41,7	I0146692	U7.1-70	607	727	55,5
I0146677	M7.2-70	534	604	39,8	I0146701	U7.2-70	607	726	56,5
I0146669	M6.1-70	524	604	39,8	I0146693	U6.1-70	614	728	55,5
I0146678	M6.2-70	525	603	40,7	I0146702	U6.2-70	607	725	53,5
I0146670	M5.1-70	532	606	40,7	I0146694	U5.1-70	607	722	57,5
I0146679	M5.2-70	526	605	39,8	I0146703	U5.2-70	607	725	55,5
Média		528	605	40,42	Média		608	726	55,67
Desvio		4,03	1,21	0,77	Desvio		2,86	2,07	1,33
I0146671	M7.1-60	528	606	40,7	I0146695	U7.1-60	605	728	55,5
I0146680	M7.2-60	524	605	41,7	I0146704	U7.2-60	611	729	57,5
I0146672	M6.1-60	527	604	37,8	I0146696	U6.1-60	609	728	54,5
I0146681	M6.2-60	529	606	38,8	I0146705	U6.2-60	604	724	55,5
I0146673	M5.1-60	531	603	41,7	I0146697	U5.1-60	603	722	54,5
I0146682	M5.2-60	529	609	39,8	I0146706	U5.2-60	606	726	56,5
Média		528	606	40,08	Média		606	726	55,67
Desvio		2,37	2,07	1,58	Desvio		3,08	2,71	1,17
I0146674	M7.1-50	526	605	40,7	I0146698	U7.1-50	608	726	52,6
I0146683	M7.2-50	527	606	40,7	I0146707	U7.2-50	614	723	55,5
I0146675	M6.1-50	524	606	39,8	I0146699	U6.1-50	606	729	55,5
I0146684	M6.2-50	525	608	40,7	I0146708	U6.2-50	605	721	57,4
I0146676	M5.1-50	528	606	38,8	I0146700	U5.1-50	602	723	55,5
I0146685	M5.2-50	527	609	39,8	I0146709	U5.2-50	601	723	55,5
Média		526	607	40,08	Média		606	724	55,33
Desvio		1,47	1,51	0,77	Desvio		4,69	2,86	1,54

Pode-se notar na tabela III que as variações são pequenas, não havendo grandes alterações nas propriedades mecânicas em função da largura do bloco utilizado.

As figuras 5.1 à 5.3 ajudam a visualizar melhor os resultados no material de 12,70 mm de espessura.

Na figura 5.1, a maior variação entre os dados de limite de escoamento foi de 10 MPa, no corpo de prova 2. Esta diferença é inerente ao processo, podendo embutir inúmeras variáveis, tais como incerteza de extensômetros, paquímetros, micrômetros e da própria célula de carga da máquina.

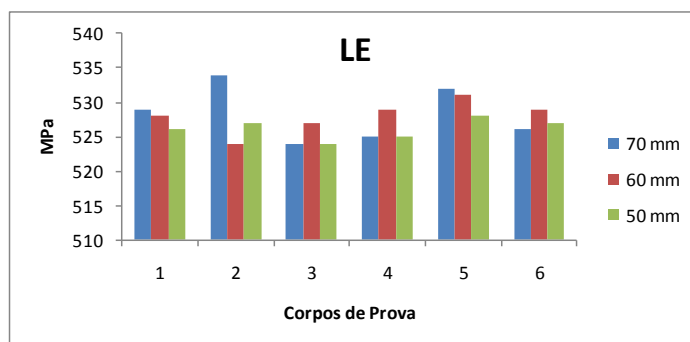


Figura 5.1 – Resultado de LE para os materiais de 12,70 mm (M).

A figura 5.2 apresenta os resultados de LR para o material de 12,70 mm. A variação no LR é menor que no LE, somente 4 MPa (para os corpos de prova 6). Para o cálculo do limite de resistência leva-se em conta somente a carga máxima, informada pela célula de carga da máquina e as dimensões do corpo de prova, portanto não é necessária a utilização do extensômetro, sendo uma variável a menos.

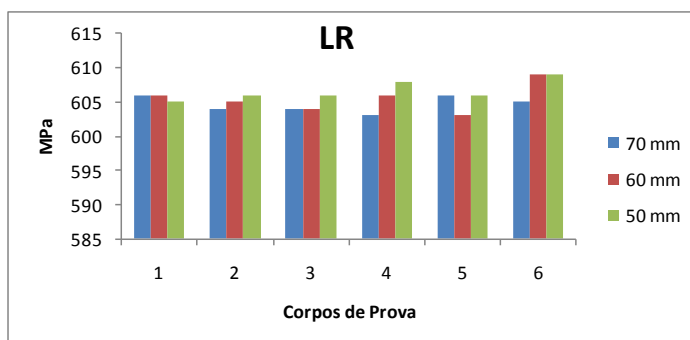


Figura 5.2 – Resultado de LR para os materiais de 12,70 mm (M).

A figura 5.3 é referente ao alongamento do material. A maior diferença no alongamento, comparando cada corpo de prova (1, 2, 3, 4, 5 e 6) com 50 mm, 60 mm e 70 mm foi de 2,90 % (para os corpos de prova 5). Esta diferença em milímetros, sabendo que a base de medida é de 50 mm, é igual a 1,45 mm. Portanto, esta variação pode ser considerada pequena, visto que a medição é realizada manualmente através de uma escala em milímetros, além de que pequenas variações realmente existem para um mesmo material.

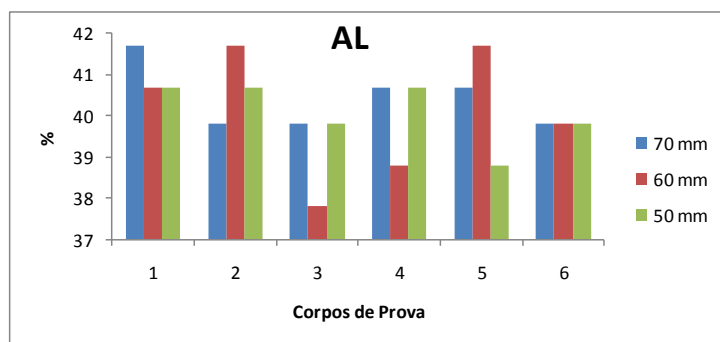


Figura 5.3 - Resultado de AL para os materiais de 12,70 mm (M).

As figuras 5.4 à 5.6 mostram resultados no material de 38,10 mm de espessura.

Os resultados de limite de escoamento são plotados na figura 5.4. A maior variação nos presentes dados foi de 8 MPa (para o corpo de prova 3).

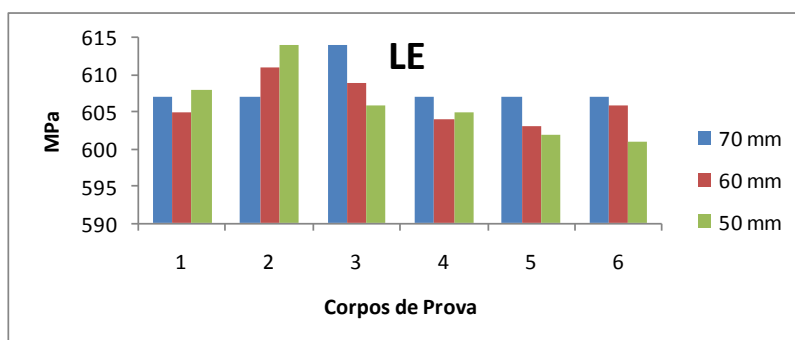


Figura 5.4 - Resultado de LE para os materiais de 38,10 mm (U).

A variação deste material, para o limite de resistência, foi um pouco maior que no material de espessura menor (6 MPa – corpo de prova 2), conforme figura 5.5. Porém, pode-se considerar que ela é uma variação aceitável devido ao problema de variações inerentes ao processo citadas anteriormente.

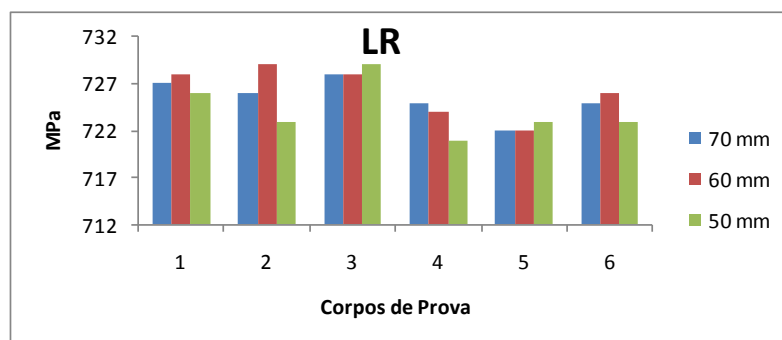


Figura 5.5 - Resultado de LR para os materiais de 38,10 mm (U).

A variação nos resultados de alongamento, mostrado na figura 5.6, foi um pouco maior, se comparada com o material mais fino. A variação foi de 3,90 % ou 1,95 mm nos corpos de prova 4. Esta variação também pode ser explicada pelo mesmo motivo anterior.

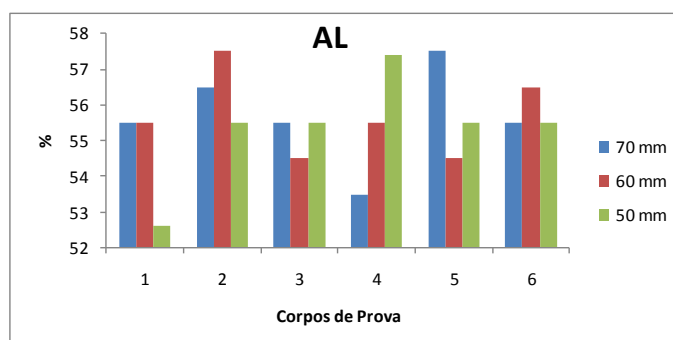


Figura 5.6 - Resultado de AL para os materiais de 38,10 mm (U).

Variações até determinados valores são comuns para uma mesma qualidade de aço. Seguem abaixo algumas variações encontradas por diferentes autores:

- Silva (2011) encontrou variações de até 11 MPa no limite de escoamento na sua dissertação de mestrado para aços de aplicação na fabricação de plataformas *offshore*;
- Plaut *et al.* (2009) encontraram uma variação no limite de resistência de até 18 MPa para o aço API 5L X-70 produzido por laminação controlada e de 3% no alongamento;

Os resultados dos ensaios também foram comparados através da ferramenta estatística ANOVA (Análise de Variância), que consiste em verificar estatisticamente se as populações das quais as amostras foram obtidas são iguais ou não. Para isso, são realizados testes com a estatística F de Snedecor, comparando a relação entre as variâncias amostrais ($F_{\text{calculado}}$) com um F_{tabelado} ($F_{\text{crítico}}$). Nos casos em que o $F_{\text{calculado}}$ fica superior ao F_{tabelado} pode-se inferir que as amostras são de populações diferentes e dessa forma evidenciar estatisticamente que os fatores alteraram os valores. Caso contrário, $F_{\text{calculado}} < F_{\text{crítico}}$, as variações observadas serão em função somente da variabilidade inerente ao processo. O nível de confiança utilizado foi de 95%.

Para todos os resultados de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento, nas duas espessuras, o material foi considerado estatisticamente da mesma população, ou seja, o tamanho do corte do corpo de prova no corte a gás (50 mm, 60 mm ou 70 mm) não influenciaram nos resultados de tração. Os cálculos estatísticos estão apresentados no anexo I.

A relação elástica entre os corpos de prova retirados com 50 mm, 60 mm e 70 mm (mesmo ponto) apontou uma diferença máxima de 1,80% para as amostras identificadas como M7.2. A grande maioria ficou abaixo de 1%, mostrando uma variação muito pequena. Estes resultados podem ser verificados na tabela IV.

Tabela IV – Relação elástica.

Material de 12,70 mm			Material de 38,10 mm		
Amostra	Ident	RE (%)	Amostra	Ident	RE (%)
I0146668	M7.1-70	87,29	I0146692	U7.1-70	83,49
I0146671	M7.1-60	87,13	I0146695	U7.1-60	83,10
I0146674	M7.1-50	86,94	I0146698	U7.1-50	83,75
Delta		0,35	Delta		-0,64
I0146669	M6.1-70	86,75	I0146693	U6.1-70	84,34
I0146672	M6.1-60	87,25	I0146696	U6.1-60	83,65
I0146675	M6.1-50	86,47	I0146699	U6.1-50	83,13
Delta		-0,78	Delta		-0,53
I0146670	M5.1-70	87,79	I0146694	U5.1-70	84,07
I0146673	M5.1-60	88,06	I0146697	U5.1-60	83,52
I0146676	M5.1-50	87,13	I0146700	U5.1-50	83,26
Delta		0,93	Delta		0,55
Amostra	Ident	RE (%)	Amostra	Ident	RE (%)
I0146677	M7.2-70	88,41	I0146701	U7.2-70	83,61
I0146680	M7.2-60	86,61	I0146704	U7.2-60	83,81
I0146683	M7.2-50	86,96	I0146707	U7.2-50	84,92
Delta		-1,80	Delta		-1,11
I0146678	M6.2-70	87,06	I0146702	U6.2-70	83,72
I0146681	M6.2-60	87,29	I0146705	U6.2-60	83,43
I0146684	M6.2-50	86,35	I0146708	U6.2-50	83,91
Delta		-0,23	Delta		0,19
I0146679	M5.2-70	86,94	I0146703	U5.2-70	83,72
I0146682	M5.2-60	86,86	I0146706	U5.2-60	83,47
I0146685	M5.2-50	86,54	I0146709	U5.2-50	83,13
Delta		-0,41	Delta		0,35

5.1.1. Resultados do ensaio de dureza

Os resultados de dureza, para as duas espessuras de chapas avaliadas, indicaram uma queda contínua desde a borda de corte até uma determinada distância, a partir da qual a dureza passa a ficar aproximadamente constante, como mostrado nas curvas da figura 5.7. A partir dessas curvas, é possível determinar a extensão da ZTA, considerada como sendo a região que sofreu alteração de dureza em função do calor fornecido à chapa durante o corte a gás.

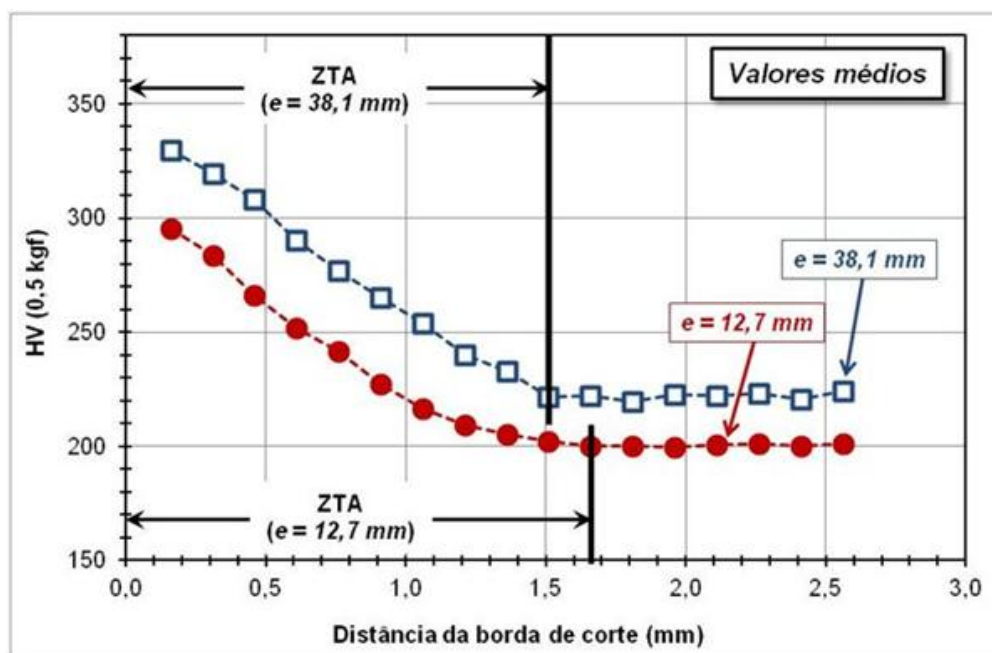


Figura 5.7 – Resultados médios do ensaio de dureza para materiais de 12,70 mm (M) e 38,10 mm (U) de espessura.

Através da análise da figura 5.7 fica mais clara a visualização do incremento (valores médios) da dureza na região afetada pelo corte. Este aumento está relacionado com a influência do corte a gás nesta posição. Os resultados de dureza se estabilizaram a partir de 1,50 mm da borda para materiais de 38,10 mm e próximo de 1,70 mm para materiais de 12,70 mm.

Um aumento de 47,50% para materiais de 12,70 mm e 46,50% para materiais de 38,10 mm, comparando o valor máximo (primeiro ponto) com o valor estabilizado, fora da ZTA.

Rossini *et al.* (2002) realizaram testes de dureza Vickers (HV10) em 3 amostras de uma aço de baixo carbono com 10 mm de espessura. A dureza na zona termicamente afetada, pela ação da solda, subiu até 46,90% em relação ao material de base.

5.2. Análise metalográfica

Foram realizadas análises metalográficas nas sobras dos corpos de prova de dureza para verificar a quantidade de área afetada pelo corte a gás (ZTA) e o tipo de constituinte presente. O material foi devidamente preparado e atacado com nital 3%.

Na tabela V é apresentado o comprimento afetado pelo corte a gás (ZTA). O comprimento máximo da ZTA foi de 1,10 mm para 12,70 mm de espessura e 1,28 mm para 38,10 mm de espessura.

Albuquerque *et al.* (2012) apresentaram em seu trabalho uma zona termicamente afetada, pela soldagem pelo processo automatizado, de uma aço API 5L X-80 de até 2,10 mm, para a soldagem manual encontrou valores maiores, até 6,60 mm.

Tabela V – Comprimento da região afetada pelo corte a gás (ZTA).

12,70 mm	CP	Comp. (mm)
	M4.2	1,06
	M4.4	1,10
	M4.6	0,95
	Média	1,01
	Desvio	0,08
38,10 mm	CP	Comp. (mm)
	U4.2	1,12
	U4.4	1,28
	U4.6	1,14
	Média	1,18
	Desvio	0,09

Modenesi *et al.* (2012) sugeriram a equação 10 para calcular a temperatura máxima (T_p) atingida a uma dada distância (y_i) da linha de fusão em uma soldagem de topo com penetração total. Reorganizando esta equação foi possível encontrar a equação 11, que pode ser utilizada para o cálculo da

distância até a linha de fusão (y_f) para uma determinada espessura (h) de chapa.

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{A\rho c h y_f}{H_L} + \frac{1}{T_f - T_0} \quad (10)$$

$$y_f = \left(\frac{1}{T_p - T_0} - \frac{1}{T_f - T_0} \right) \frac{H_L}{A\rho c h} \quad (11)$$

Onde,

T_p = temperatura de pico (temperatura máxima atingida em um dado ponto) – (500 K)

T_0 = temperatura inicial ou de pré-aquecimento – (298 K)

T_f = temperatura de fusão do material – (1.823 K)

$A = (2\pi\epsilon)^{1/2} = 4,133$

ρ = massa específica do material - (7.860 kg/m³)

c = calor específico do Material – (486 J/kg-K)

h = espessura da peça – (12,70 mm ou 38,10 mm)

H_L = energia de soldagem - (J/m)

Um problema na utilização desta equação é que o valor da energia de soldagem para o processo de corte a gás, considerado neste trabalho, não é conhecido. Porém, a equação pode ser usada para uma avaliação comparativa das dimensões da ZTA para as duas espessuras aqui empregadas (12,70 mm e 38,10 mm). O valor encontrado para o material mais fino é cerca de 3 vezes maior que o valor encontrado para o material mais grosso, considerando que a mesma energia de corte tenha sido aplicada nos dois casos. Porém, como foi mostrado anteriormente, o comprimento da ZTA foi similar para as duas espessuras, indicando que a energia não deve ter sido a mesma nos dois casos. Isso pode ter ocorrido devido aos diferentes valores da velocidade de corte usados para as duas espessuras.

A velocidade de corte para o material mais fino foi mais alta e, como o valor da energia de soldagem varia inversamente com a velocidade, ele provavelmente foi mais baixo para esta espessura, levando a valores de distâncias afetadas pelo corte menores. O contrario ocorreu com o material de 38,10 mm, onde a velocidade foi menor, compensando a maior espessura e resultando em um valor y_f similar ao anterior.

A distância da borda afetada pelo corte para todas as amostras é apresentada na figura 5.8. Os corpos de prova de 12,70 mm de espessura são as letras (a), (b) e (c) e os corpos de prova de espessura de 38,10 mm são as letras (d), (e) e (f).

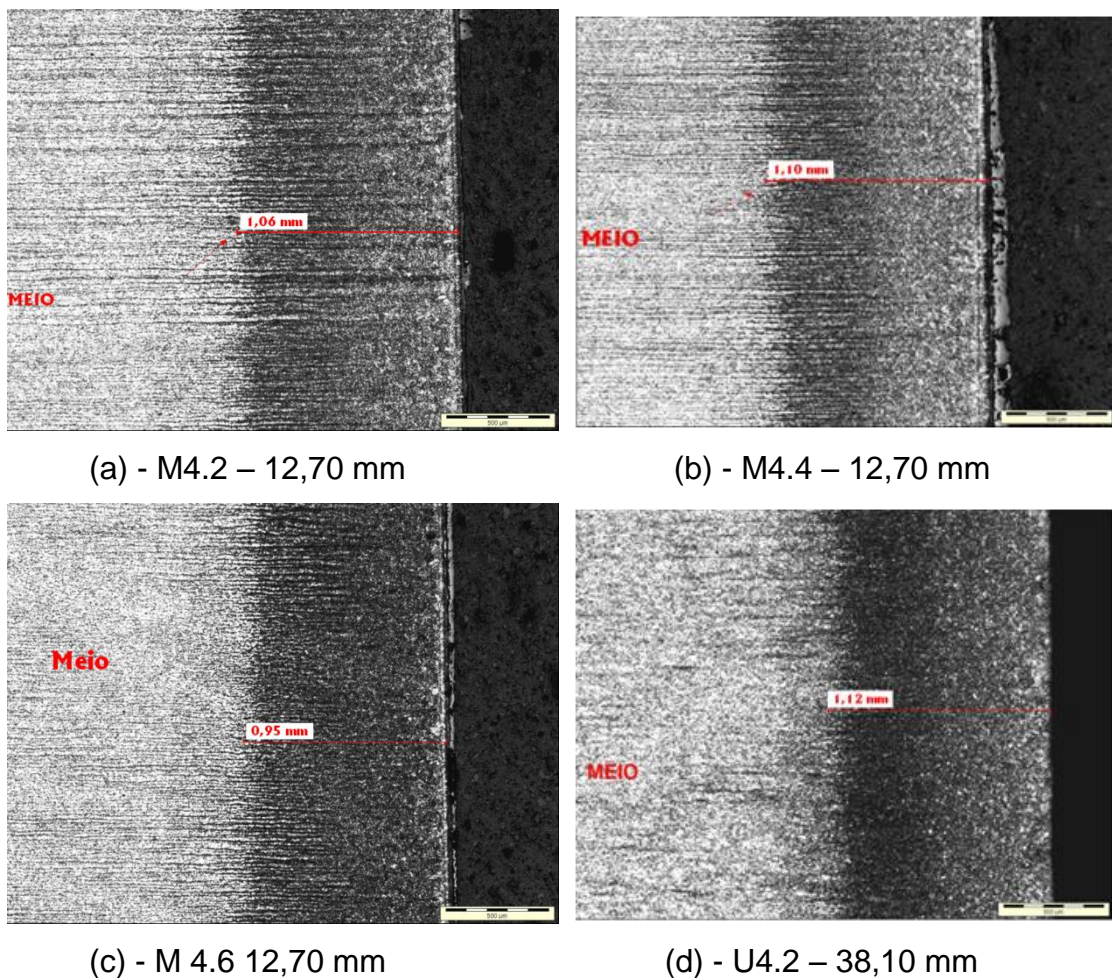
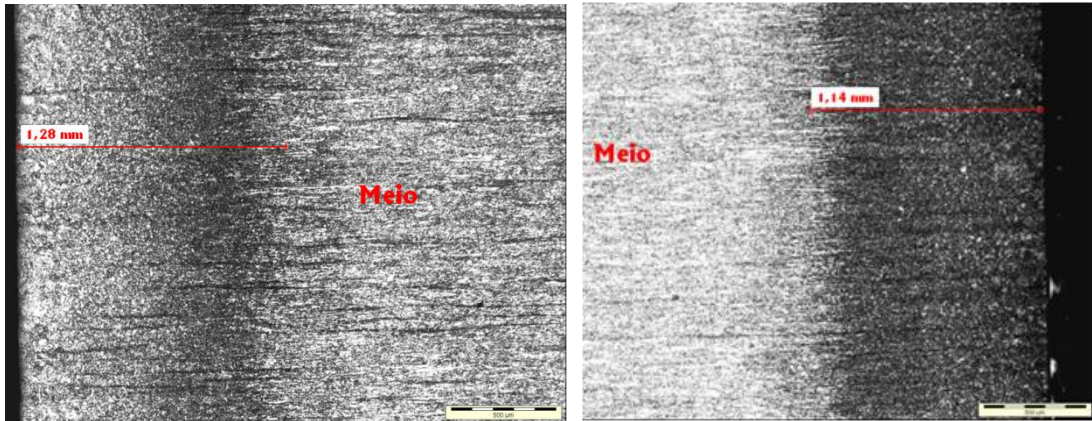


Figura 5.8 – Micrografia do corte nos corpos de prova de dureza e sua ZTA.

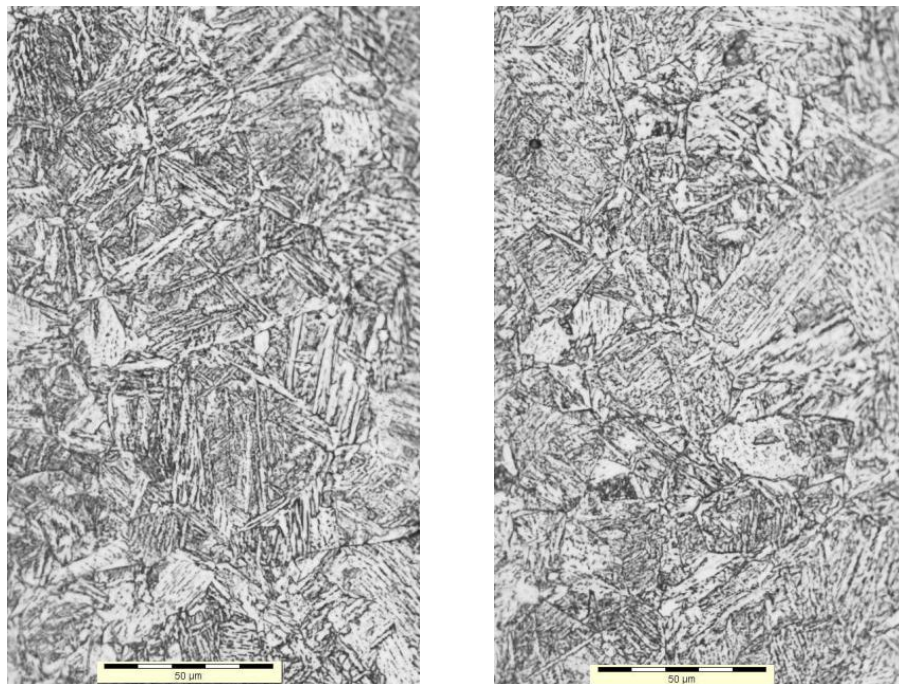


(e) - U4.4 – 38,10 mm

(f) - U4.6 – 38,10 mm

Figura 5.8 – Continuação.

Ampliações na parte afetada pelo corte das amostras são apresentadas na figura 5.9. É possível observar que a microestrutura nessa região é formada basicamente por bainita e martensita. Estas fases provocam um aumento na dureza do aço, como observado nos primeiros pontos dos perfis de dureza realizados.



(a) - M4.2 – 12,70 mm

(b) - M4.4 – 12,70 mm

Figura 5.9 – Microestrutura das áreas afetadas pelo corte a gás.



(c) - M 4.6 12,70 mm



(d) - U4.2 – 38,10 mm



(e) - U4.4 – 38,10 mm



(f) - U4.6 – 38,10 mm

Figura 5.9 – Continuação.

Na preparação do aço para realizar os ensaios de tração é necessário retirar certa quantidade de material na usinagem. Esta quantidade vai depender da largura de corte do corpo de prova. Se o material for cortado a gás com 50 mm, largura final informada pela norma ASTM A 370, o corpo de prova terá que ser usinado (somente a parte útil) até as dimensões entre 34 mm e 43 mm ($40 + 3 / - 6$), conforme figura 5.10.

Na pior condição se a largura da parte útil for igual a 43 mm terão que ser retirados 3,5 mm em cada lado do corpo de prova para obter o formato final, conforme a norma. Porém esta quantidade de material retirada já seria suficiente para garantir que não haverá nenhum resquício da ZTA após a preparação, de acordo com os resultados na tabela V.

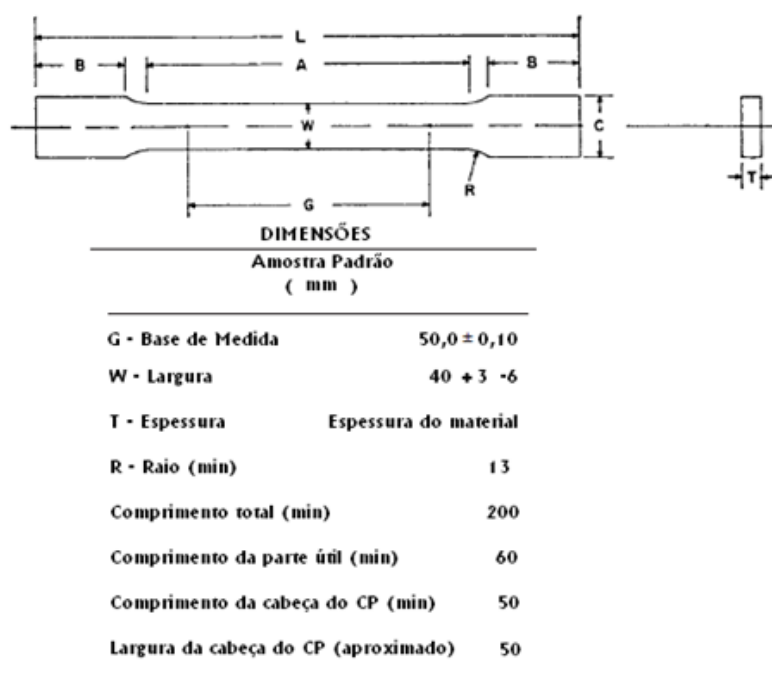


Figura 5.10 – Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração.

Fonte – Adaptado de ASTM A 370.

Quanto ao ensaio de dureza, as impressões tem que começar a partir de 2 mm de distância da ZTA, para garantir que nos resultados não haverá influência desta área. Por sua vez, a norma ABNT. NBR NM ISO 6507-1 indica que a

distancia da borda do corpo de prova ao centro da impressão tem que ser no mínimo 2,5 vezes o comprimento médio da diagonal.

6. CONCLUSÕES

Após a realização deste estudo chegou-se as seguintes conclusões:

- Os resultados de tração do aço API 5L X-70 processado via resfriamento acelerado, com espessuras de 12,70 mm e 38,10 mm, foram similares para corpos de prova cortados na máquina de corte a gás com larguras de 50 mm, 60 mm ou 70 mm. As variações dos valores obtidos foram pequenas e os resultados foram considerados iguais pela ferramenta estatística ANOVA. Isto ocorreu porque a região afetada pelo calor do corte a gás foi sempre menor que o volume de material retirado durante o processo de usinagem da geometria final dos corpos de prova, cuja largura da parte útil é de no máximo 43 mm, segundo a norma ASTM A 370;

- Observou-se um aumento contínuo da dureza do material das chapas em direção à borda do corte a gás, devido ao calor fornecido durante o processo, indicando a existência de uma zona termicamente afetada (ZTA) pelo corte. O comprimento máximo da ZTA, determinado a partir dos perfis de dureza obtidos, foi de cerca de 1,50 mm para a chapa de 38,10 mm e 1,70 mm para a chapa de 12,70 mm. Portanto, para a realização de ensaios de tração neste material, para ambas as espessuras, deve-se prever uma distância de pelo menos 2 mm da borda de corte para usinagem da geometria final do corpo de prova, de forma a garantir que não haja influência do corte a gás nas propriedades mecânicas obtidas;

- Através das análises metalográficas realizadas nas amostras atacadas com reativo Nital 3%, foi possível identificar a ZTA e seus microconstituintes. Em todas as amostras avaliadas, a microestrutura da ZTA era formada basicamente por bainita e martensita, compatível com os valores de dureza

mais elevados nessa região em relação ao material original da chapa. O comprimento da ZTA máximo através da variação microestrutural a partir da borda de corte, para as chapas de 38,10 mm e 12,70 mm de espessura foi de aproximadamente 1,28 mm e 1,10 mm, respectivamente.

7. ANEXO

Anexo I – Análises estatísticas para os resultados de tração.

Limite de escoamento para 12,7 mm						
Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
50 mm	6	3157	526	2,17		
60 mm	6	3168	528	5,6		
70 mm	6	3170	528	16,27		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	16,33	2	8,17	1,019	0,384	3,682
Dentro dos grupos	120,17	15	8,01			
Total	136,5	17				

Limite de Resistência para 12,7 mm						
Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
50 mm	6	3628	605	1,47		
60 mm	6	3633	606	4,30		
70 mm	6	3640	607	2,27		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	12,11	2	6,06	2,261	0,139	3,682
Dentro dos grupos	40,17	15	2,68			
Total	52,28	17				

Alongamento para 12,7 mm						
Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
50 mm	6	242,5	40,42	0,59		
60 mm	6	240,5	40,08	2,51		
70 mm	6	240,5	40,08	0,59		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	0,44	2	0,222	0,181	0,836	3,682
Dentro dos grupos	18,45	15	1,23			
Total	18,89	17				

Limite de Escoamento 38,1 mm						
Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
50 mm	6	3649	608	8,17		
60 mm	6	3638	606	9,47		
70 mm	6	3636	606	22		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	16,33	2	8,167	0,618	0,552	3,682
Dentro dos grupos	198,17	15	13,211			
Total	214,5	17				

Limite de Resistencia para 38,1 mm						
Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
50 mm	6	4353	726	4,30		
60 mm	6	4357	726	7,37		
70 mm	6	4345	724	8,17		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	12,44	2	6,222	0,941	0,412	3,682
Dentro dos grupos	99,17	15	6,611			
Total	111,61	17				

Alongamento para 38,1 mm						
Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
50 mm	6	334	55,67	1,77		
60 mm	6	334	55,67	1,37		
70 mm	6	332	55,33	2,37		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,44	2	0,222	0,121	0,887	3,682
Dentro dos grupos	27,52	15	1,835			
Total	27,96	17				

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT. NBR NM ISO 6506-1. Materiais Metálicos - Ensaio de dureza Brinell - Parte 1: Método de ensaio. p. 8 – 26. 2010.

ALBUQUERQUE, S. F., SILVA, R. S., MACIEL, T. M., ALMEIDA, D. M., BRACARENSE, A. Q. Estudo do comportamento do aço API 5L X80 quando submetido à soldagem por processo automatizado. *Soldag. Insp.* v. 17 nº 2. São Paulo, 2012.

ASTM A370. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. pp. 5. 2011.

CALLISTER JR., W. D. Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução. 5 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2000. 192 p.

COLLINS L. E., GODDEN M. J., BOYD J. D. Microstructures of Linepipe Steels. Physical Metallurgy Research Laboratories, CANMET, Energy, Mines and Resources Canada, Ottawa, p.169-179, 1983.

GORNI, A.A., SILVEIRA, J.H.D., REIS J.S.S. Estudo Avalia o Desenvolvimento de Chapas de Aço com Grão Ultra-Fino. *Corte & Conformação de Metais*, p. 78-104, 2007.

GORNI, A. A., SILVEIRA, J.H.D. Resfriamento Acelerado de Chapas Grossas: O Futuro Chegou. *Caderno Técnico da Revista Metalurgia e Materiais*, 63:564, p. 103-105, 2006.

JIANG, Q., LI, Y., WANG, J., ZHANG, L. Microstructural Characteristics and Prediction of Austenite Grain Size in Heat Affected Zone of OF High Strength Low Alloy Steel. Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials, Ministry of Education, Shandong University, Jinan, China, p 269-273, 2011.

HWANG, B., SHIN, S. Y., LEE, S., KIM, N. J., AHN, S. S. Effect of Microstructure on Drop Weight Tear Properties and Inverse Fracture Occurring in Hammer Impacted Region of High Toughness X70 Pipeline Steels. *Materials Science and Technology*, v.24, p 945-954, 2008.

KHARE, S., LEE, K., BHADSHIA, H.K.D.H. Carbide-Free Bainite: Compromise Between Rate of Transformation and Properties. *Metallurgical and Materials Transactions A.v. 4JA*, p. 922-928, 2010.

KOJIMA, A. UEMORI R. HOSHINO, M. ISHIDA, K. KIYOSE A. MINAGAWA, M. NAKASHIMA, T. YASUI, H. Super high HAZ toughness technology with fine microstructure Imparted by fine particles. *Nippon Steel Technical Report*, p. 40, 2004.

KRAUSS, G. Steels – Processing, Structure and Performance. ASM International, Materials Park, Ohio, p. 224-225, 2005.

MACHADO, G. TANIGUSHI, C. Análise da Zona Termicamente Afetada de um Aço-Liga Temperado e Revenido. Congresso anual da ABM, 39, Belo Horizonte, p 361–375, 1984.

MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., SANTOS, D. B. Introdução à Metalurgia da Soldagem. Belo Horizonte 2012.

OGATA, P.H., RAMIREZ, M.G., GOLDENSTEIN, H., GORNI, A.A., LANDGRAF, F.J.G. Caracterização Microestrutural de Aço API 5L X65, Austenitizado e Resfriado a Diferentes Taxas de Resfriamento. Trabalho apresentado no 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais – CBECIMAT, Porto de Galinhas (PE), 2008.

OGUCHI, C. Development of Steel Plates by Intensive use of TMCP and Direct Quenching Processes. Department of Metallurgy, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Aramaki Aza Aoba, Aoba-ku, Sendai 980-8579 Japan, p. 542-553, 2000.

OTHÉRO, V. L., BARBOSA, C. H., RATNAPULI, R. C., ALÍPIO, P. H. Evolução dos Aços para Tubos API Utilizados no Transporte de Óleo e Gás. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 14., São Paulo, 2000.

PLAUT, R.L., GORNI, A.A., NAKASHIMA, J. T., PEREIRA, M.M., SILVEIRA, J.H.D. Estudo das Propriedades Mecânicas do Aço API X70 Produzidos Por Laminação Controlada. *Tecnol. Metal. Mater.*, São Paulo, v. 6, n. 1, p. 7-12, 2009.

RODRIGUES, P.C.M. Relação entre Microestrutura e Propriedades de um Aço ARBL Laminado a Quente com Resfriamento Acelerado. Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1998.

RODRIGUES, P.C.M., COTA, A.B., SANTOS, D.B. Evolução Microestrutural de um Aço Bainítico Submetido a Laminação Controlada Seguida de Resfriamento Acelerado. 55º Congresso Anual da ABM – Rio de Janeiro, 2000.

ROSSINI, F.R., SANTOS, C.A., VILAR, R.M.C.S., LERARD, M.C.F. Solda em Chapas Grossas de Aço Baixo Carbono Utilizando Laser de CO₂. *Revista Metalurgia e Materiais*, v. 58, nº 527, 2002.

SHIN, S.Y., OH, K., KANG, K.B., LEE, S. Effects of Complex Oxides on Charpy Impact Properties of Heat Affect Zones of two API X70 Linepipe Steels. *ISIJ International*, v. 49, p 1191-1199, 2009.

SHINICHI, S. ICHIMIYA, K. AKITA, T. High Tensile Strength Steel Plates with Excellent HAZ Toughness for Shipbuilding – JFE EWEL Technology for Excellent Quality in HAZ of High Heat Input Welded Joints. *JFE Technical Report*, nº 5, p. 24 – 29, 2005.

SHIKANAI, N., MITÃO, S., ENDO, S. Recent Development in Microstructural Control Process (TMCP) with JFE Steel's High-Performance Plates. Originally published in JFE GIHO No 18, p. 1-6, 2008.

SILVA, R.F. Caracterização da Zona Termicamente Afetada de Aço Produzido Via Resfriamento Acelerado. Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2010.

SOUZA, S.A. Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos. Ed. Edgard Blucher LTDA, 5ª Edição, 1982.

TERADA, Y.; KIYOSE, A., DOI, N. MORIMOTO. H. High-Strength Linepipes with Excellent HAZ Toughness. Kimitsu R & D Lab. p 88-93, 2004.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS, Soldagem e corte a gás. Belo Horizonte. Disponível em: <www.demec.ufmg.br/ema097solda/5-OFW1.pdf> Acesso em: 16 de Novembro de 2011.

URTADO, E. GIMENES, L, Jr. RAMALHO, J. P. Uma análise da zona termicamente afetada no corte a plasma de aço-carbono. São Paulo SP: Congresso Corte e Conformação de Metais. p. 64-73, 2010.

VENTRELLA, V. A., Microestrutura e Tenacidade do Aço API 5LX – GRAU 70 Soldado com Arame Tubular AWS E-81T1-Ni1 e Eletrodo Revestido AWS E-8010-G, 2004.

YUGA, M. HASHIMOTO, M. SUZUKI, S. Steel Plates with Excellent HAZ Toughness for Offshore Structures. JFE Technical Report. No 18, p.43-49, 2013.

ZHAO, M. C., HANAMURA, T., QIU, H. NAGAI, K. SHAN, Y. Y., YANG K. Difference in the Role of Non-Quench Aging on Mechanical Properties Between Acicular Ferrite and Ferrite-Pearlite Pipeline Steels. Steel Research Center, National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0047 Japan. p. 116-120, 2004.