

**FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA  
CENTRO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA  
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO**

**LUCAS DE MENDONÇA NEUBA**

**MARLON CUNHA GOMES**

**NATTAN AVELLAR DOS SANTOS PINGUELLI**

**RENAN RAPHAEL DA SILVA**

**ESTUDO COMPARATIVO DE MATERIAIS APLICADOS EM PEÇAS  
ESTRUTURAIS DE VEÍCULOS: DP 340/600 VERSUS HSLA 340/450**

Volta Redonda, 2018

**FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA**  
**CENTRO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA**  
**CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**  
**TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO**

**ESTUDO COMPARATIVO DE MATERIAIS APLICADOS EM PEÇAS  
ESTRUTURAIS DE VEÍCULOS: DP 340/600 VERSUS HSLA 340/450**

Trabalho de conclusão de curso apresentada ao curso de engenharia mecânica do Unifoa como requisito a obtenção do título bacharel em engenharia mecânica.

Alunos: Lucas de Mendonça Neuba

Marlon Cunha Gomes

Nattan Avellar dos Santos

Pinguelli

Renan Raphael da Silva

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Fernandes Habibe

Coorientador: Prof. Dr. Alexandre Alvarenga

Palmeira

Volta Redonda, 2018

FOLHA DE  
APROVAÇÃO

Alunos

Lucas de Mendonça Neuba

Marlon Cunha Gomes

Nattan Avellar dos Santos Pinguelli

Renan Raphael da Silva

**ESTUDO COMPARATIVO DE MATERIAIS APLICADOS EM PEÇAS  
ESTRUTURAIS DE VEÍCULOS: DP 340/600 VERSUS HSLA 340/450**

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Fernandes Habibe

Coorientador: Prof. Dr. Alexandre Alvarenga Palmeira

Banca Examinadora

---

Prof. Dr. Alexandre Fernandes Habibe

---

Prof. Dr. Alexandre Alvarenga Palmeira

---

Prof. Esp. Antonio de Pádua Sobreira Leal

Dedicamos esse trabalho aos nossos familiares pelo apoio e amparo nos momentos de adversidade durante esses anos de curso.

## **Agradecimentos**

Primeiramente a Deus, que nos deu forças e energia para mais esse triunfo. Aos nossos familiares, que sempre nos apoiaram incentivando para caminhar adiante. A todos que fizeram parte direta ou indiretamente da nossa formação, o nosso muito obrigado. As secretárias Cleidimar Araújo Moreira e Thaís Batista da Silva e aos professores Alexandre Fernandes Habibe, Alexandre Alvarenga Palmeira e Antônio de Pádua Sobreira Leal, por toda paciência, compreensão e boa vontade em nos auxiliar. A todos os professores que compartilharam experiências nessa longa caminhada.

## RESUMO

A busca constante do aumento da eficácia do uso do combustível nos veículos através de vários métodos como a redução do peso é tarefa do setor de engenharia. O presente trabalho busca comparar um aço *Dual Phase* (DP) 340/600 e um aço *High Strength Low Alloy* (HSLA) 340/450 utilizados pela indústria automobilística na confecção de partes estruturais de veículos. Os aços possuem características fundamentais para essa aplicação como uma boa conformabilidade quando submetidos a impactos em veículos, garantindo uma melhor absorção de impacto. As amostras foram coletadas na saída de uma linha de galvanização contínua e preparadas em um laboratório para a realização dos ensaios. Três corpos de prova foram preparados utilizando operações de corte, desbaste e lixamento. As amostras foram submetidas a um ensaio mecânico de dureza pelo método Rockwell B, obtendo valores na faixa de 84 para o aço DP 340/600 e 79 para o aço HSLA 340/450. Foi feito um ensaio mecânico de tração usando as amostras e constatou uma grande diferença entre os valores dos limites de resistência dos aços, sendo 658 MPa para o aço DP e 477 MPa do HSLA. Além disso, se obteve imagens capturadas com aumento de 5000X e 15000X, a partir de uma análise feita por um microscópio eletrônico de varredura (MEV). O aço *Dual Phase* apresentou propriedades mais favoráveis, devido ao limite de resistência, para sua utilização em peças estruturais de veículos e proporcionando uma melhora na redução de peso e um fator econômico.

**Palavras-chave:** Dual Phase. High Strength Low Alloy. Aços.

## ABSTRACT

The constant pursuit in order to increase the efficacy of the fuel use in vehicles through various methods such as the reduction of weight it is a task of the engineering sector. The present assignment seeks to compare a Dual phase (DP) 340/600 steel and a High Strength Low Alloy (HSLA) 340/450 Steel used by the automobile industry in the construction of structural parts of vehicles. The steels have fundamental characteristics for this application such as a good conformability when subjected to impacts on vehicles, ensuring a better impact absorption. The samples were collected at the exit of a continuous galvanizing line and they have been prepared in a laboratory for the execution of the tests. 3 specimens have been prepared using shearing operation, thinning and grinding. The samples have been subjected to a hardness test by the Rockwell B method, obtaining values within the range of 84 for the DP 340/600 steel and 79 for the HSLA340/450 steel. A resistance test for traction was done using the samples and was discovered a huge difference between the resistance to traction limits values of the steels, the value of the DP steel was 658 MPa on the other hand the HSLA steel was 477 MPa. Besides that, were obtained captured images with 5000X and 15000X magnification, from an analysis made by a scanning electron microscope (SEM). The Dual Phase steel presented more favorable properties, due to his resistance to traction limit, to its use in structural parts of vehicles and providing an improvement in weight reduction and an economic factor.

**Key-words:** Dual Phase. High Strength Low Alloy. Steels.

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	14
1.1	Considerações Iniciais.....	14
1.2	Objetivo.....	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
2.1	História do Ferro Carbono.....	16
2.1.1	Processo de fabricação do aço.....	17
2.1.2	Tipos de aço.....	17
2.2	Aços Ligados.....	18
2.2.1	Classificação dos aços ligados.....	23
2.3	Aços Microligados.....	26
2.3.1	Processo de fabricação de aços microligados.....	27
2.3.2	Aplicações dos Microligados.....	27
2.3.3	Soldabilidade dos aços de baixa liga.....	28
2.3.4	Propriedades dos elementos.....	28
2.3.5	Influência de adições múltiplas nos microligados.....	30
2.4	Aços <i>Multiphase</i> .....	32
2.5	Aços <i>Dual Phase</i> .....	34
2.5.1	Produção dos aços <i>dual phase</i> .....	35
2.5.2	Microestrutura dos aços bifásicos.....	38
2.5.3	Principais elementos de liga.....	41
2.5.4	Propriedades mecânicas dos aços bifásicos.....	42
2.6	Processos de Fabricação dos Aços DP 340/600 e HSLA 340/450.....	50
2.6.1	Aciaria.....	50
2.6.2	Lingotamento contínuo.....	58
2.6.3	Laminação a quente.....	59
2.6.4	Decapagem ácida.....	66
2.6.5	Laminação a frio.....	68
2.6.6	Galvanização ou zincagem.....	70
2.6.7	Forno de recozimento.....	71
2.6.8	Aspecto superficial, tipos de revestimento e aplicações.....	73
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	74
3.1	Método para Ensaio de Dureza.....	76
3.1.1	Preparação de amostras para dureza.....	76
3.1.2	Ensaio de dureza.....	77
3.2	Método para Ensaio de Tração.....	78
3.2.1	Preparação de amostras para tração.....	78
3.2.2	Ensaio de tração.....	79
3.3	Método para Análise do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).....	81
3.3.1	Preparação de amostras para o MEV.....	81
3.3.2	Seccionamento.....	82
3.3.3	Embutimento.....	82
3.3.4	Lixamento.....	83
3.3.5	Polimento.....	84
3.3.6	Secamento.....	84

3.4	Ataque Químico em Amostras para Caracterização de Microestrutura.....	84
3.5	Análise de Microscopia Eletrônica de Varredura.....	85
4	DISCUSSÃO DE RESULTADOS.....	86
4.1	Ensaio de Dureza.....	86
4.2	Ensaio de Tração.....	86
4.3	Ensaio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	87
5	CONCLUSÃO.....	89
	BIBLIOGRAFIA.....	91

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

<b>Figura 1:</b>	Ação relativa de alguns elementos que se dissolvem na ferrita, no sentido de aumentar a dureza.....	19
<b>Figura 2:</b>	TRIP.....	33
<b>Figura 3:</b>	Aplicações do TRIP.....	34
<b>Figura 4:</b>	Possíveis aplicações do aço bifásico na carroceria de automóveis.....	35
<b>Figura 5:</b>	Ciclo típico de recozimento contínuo.....	37
<b>Figura 6:</b>	Energia absorvida em função do limite de escoamento, com 5% de deformação.....	45
<b>Figura 7:</b>	Testes de Impacto.....	46
<b>Figura 8:</b>	Curva tensão versus deformação de engenharia.....	48
<b>Figura 9:</b>	Curvas tensão versus deformação do aço bifásico e microligado.....	49
<b>Figura 10:</b>	Carregamento de sucata.....	51
<b>Figura 11:</b>	Carregamento de gusa.....	51
<b>Figura 12:</b>	Estação de borbulhamento.....	57
<b>Figura 13:</b>	Forno panela.....	57
<b>Figura 14:</b>	Lingotamento contínuo.....	58
<b>Figura 15:</b>	Final do desencurvamento da máquina de corte de placas.....	59
<b>Figura 16:</b>	Diagrama esquemático de uma laminador de tiras a quente.....	60
<b>Figura 17:</b>	Placa após o reaquecimento no forno de placas.....	61
<b>Figura 18:</b>	Placa desbastada.....	62
<b>Figura 19:</b>	Etapas de recristalização dos grãos durante a laminação a quente.....	63
<b>Figura 20:</b>	Entrada do laminador de tiras a quente fase acabamento.....	63
<b>Figura 21:</b>	7 cadeiras do laminador de tiras a quente.....	64
<b>Figura 22:</b>	Seção de resfriamento.....	65
<b>Figura 23:</b>	Bobinadora.....	66
<b>Figura 24:</b>	Diagrama esquemático do processo de decapagem ácida.....	67
<b>Figura 25:</b>	Aço com carepa.....	68
<b>Figura 26:</b>	Representação esquemática do laminador de tiras a frio.....	69
<b>Figura 27:</b>	Representação da deformação dos grãos ocorridas durante etapa de deformação a frio.....	69
<b>Figura 28:</b>	Representação esquemática da linha de galvanização.....	70
<b>Figura 29:</b>	Pote de Zinco.....	72
<b>Figura 30:</b>	Aço zincado com cristal minimizado.....	73
<b>Figura 31:</b>	Esquema para corte de amostra.....	76
<b>Figura 32:</b>	Amostras após o corte.....	77
<b>Figura 33:</b>	Durômetro LF85.....	77
<b>Figura 34:</b>	Desenho esquemático da preparação de um corpo de prova para um ensaio de tração.....	78
<b>Figura 35:</b>	Micrômetro achatado.....	79
<b>Figura 36:</b>	Marcação no corpo de prova antes do ensaio.....	79
<b>Figura 37:</b>	Instron.....	80
<b>Figura 38:</b>	Corpo de prova deformado após o ensaio.....	80
<b>Figura 39:</b>	Fluxograma: Etapas da preparação de ensaio metalográfico.....	81
<b>Figura 40:</b>	Cortadeira Arocor 80.....	82
<b>Figura 41:</b>	Prensa para embutimento.....	82
<b>Figura 42:</b>	Baquelite.....	83
<b>Figura 43:</b>	Lixadeira Rotativa.....	84
<b>Figura 44:</b>	Secador de amostra.....	84
<b>Figura 45:</b>	MEV FEI Company modelo QUANTA 3D.....	85
<b>Figura 46:</b>	Características da curva tensão-deformação do aço DP 340/600 comparada ao aço HSLA 340/450.....	87

<b>Figura 47:</b>	Microscopia eletrônica de varredura de aço bifásico (a) e aço microligado (b) produzido em usina siderúrgica. Com aumento de 5000x, produto laminado a frio, com ataque de nital a 3% em 30 segundos.....	88
<b>Figura 48:</b>	Microscopia eletrônica de varredura de aço bifásico (a) e aço microligado (b) produzido em usina siderúrgica. Com aumento de 15000x, produto laminado a frio, com ataque de nital a 3% em 30 segundos.....	88

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1:</b>	Elementos de liga.....	20
<b>Tabela 2:</b>	Composição química do aço <i>Dual Phase</i> .....	74
<b>Tabela 3:</b>	Composição química do Aço Microligado.....	75
<b>Tabela 4:</b>	Resultados dos ensaios de dureza.....	86
<b>Tabela 5:</b>	Propriedade mecânicas à Tração.....	86

## LISTA DE QUADROS

<b>Quadro 1:</b>	Tipos de aço conforme a composição química.....	17
<b>Quadro 2:</b>	Divisão dos Aços-carbono.....	18
<b>Quadro 3:</b>	Outros elementos.....	23
<b>Quadro 4:</b>	Classificação em relação à composição química dos Aços-liga.....	24
<b>Quadro 5:</b>	Classificação de acordo com a estrutura.....	24
<b>Quadro 6:</b>	Classificação de acordo com a aplicação.....	25
<b>Quadro 7:</b>	Divisão dos aços microligados.....	31
<b>Quadro 8:</b>	Condições necessárias aos aços bifásicos para produção industrial.....	36
<b>Quadro 9:</b>	Rotas dos setores da metalurgia de panela.....	55
<b>Quadro 10:</b>	Agentes de limpeza.....	71

## LISTA DE ABREVIATURAS

ABNT- Associação Brasileira de Normas Técnicas

AHSS- *Advanced High Strength Steels*

AISI- *American Iron and Steel Institute*

ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga

CCC- Estrutura Cúbica de Corpo Centrada

CFC- Estrutura Cúbica de Face Centrada

CONTRAN- Conselho de Trânsito Nacional

DP- *Dual Phase*

EB- Estação de borbulhamento de argônio

HSLA- *High Strength Low Alloy*

IARF- *International Automobilitic Task Force*

ISO- *International Organization for Standardization*

MEV- Microscópio Eletrônico de Varredura

OBM- *Oxygen Bodenblasen Maxhuette*

SAE- *Society of Automotive Engineers*

TCC- Estrutura Tetragonal de Corpo Centrada

TRIP- *Transformation induced plasticity*

## 1- INTRODUÇÃO

Desde o colapso do petróleo na década de 70, várias empresas automobilísticas vêm procurando meios de aumentar a eficácia do uso do combustível nos veículos de várias formas, como motores mais eficazes, melhores aerodinâmicas e a mais importante, a redução de peso. Obviamente um veículo mais leve irá obter um rendimento maior, em função da 2ª lei de Newton, que diz: a força resultante agindo em um corpo deve ser igual ao produto da sua massa por sua aceleração, ou seja, menos esforços do motor e menor o uso do combustível.

Porém, mesmo com essa redução de peso, não se pode deixar de lado o fator da segurança, essa redução de peso deve ocorrer sem que a estrutura veicular fique frágil e coloque em risco os usuários. Ou seja, a indústria automobilística necessita de materiais leves, resistentes, capazes de absorver impactos e duráveis. O material mais indicado para tal aplicação é o aço.

Existem hoje em dia, uma gama de tipos de aço, segundo Chiaverini (2002), a característica polimórfica do ferro e sua praticidade de processamento justificam sua ampla utilização. Aço é uma liga de ferro-carbono (Fe-C) além de pequenas quantidades de certos elementos residuais que são consequência das etapas dos processos de fabricação.

Sua fabricação consiste em várias etapas, métodos produção, diferentes tipos de elementos de liga que vêm se aprimorando com o decorrer dos anos. A tecnologia investida é focada em redução de custos, aumento de lucros e da competitividade gerando um produto de melhor qualidade e que atenda seus objetivos.

### 1.1 - Considerações Iniciais

O desafio das indústrias automobilísticas hoje em dia, é aprimorar o processo de fabricação e selecionar corretamente os materiais que melhor se enquadrem nas suas demandas.

Os produtos finais, os automóveis, além de serem eficazes, possuem um bom custo-benefício, qualidade, atratividade e são ecologicamente corretos, devem seguir uma série de normas de segurança criadas por diferentes entidades, assim como a norma ISO/TS 16949, essa especificação é uma norma ISO que se alinham as normas americanas e europeias que tratam da qualidade do setor automotivo em sua concepção, desenvolvimento, produção, instalação e manutenção. Essa norma foi criada pela Força Tarefa Automotiva Internacional, IATF (*International Automobilitic Task Force*). No Brasil existe o CONTRAN, o Conselho de Trânsito Nacional, que fiscaliza e rege as normas de segurança no trânsito.

Para início da produção de um carro, o projeto inicial consiste do chassi e da carroceria, que empregam diferentes tipos de materiais, porém, o mais utilizado e a base de produção são as ligas de aço, que devem ser cada vez mais resistentes e leves, possuindo uma rápida produção, com perdas cada vez menores, visando o lucro e a segurança.

## **1.2- Objetivo**

Este trabalho tem por objetivo a comparação de dois tipos de aço que são usados na indústria automobilística, que são o DP 340/600 e o HSLA 340/450, um aço *Dual Phase* e um *High Strength Low Alloy*, respectivamente. Serão comparados os métodos de produção, suas variáveis, as aplicações e seus respectivos ensaios mecânicos como dureza, tração, análise da estrutura pelo MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura).

As comparações são para definir qual material será usado, visando primeiramente à segurança e logo após o fator do peso exercido no produto final, o que fará com que a proteção do usuário seja mais garantida e que os gastos do consumidor final sejam reduzidos.

## 2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1- História do Ferro Carbono

É conhecida a importância do aço atualmente, tendo em vista, que a maioria das coisas possui esta liga metálica em sua composição, como nos automóveis, tubulações de água e até mesmo no tão utilizado *smartphone*, que se tornou, de certa forma, de extrema importância nos dias de hoje.

O ferro metálico utilizado por volta de 2500 a.C., era obtido *in natura* em meteoritos nos desertos da Ásia Menor e sendo oriundos do espaço, alguns povos acreditavam que o ferro era presente dos deuses. Era um metal considerado precioso e utilizado na maioria das vezes como adorno por apresentar boa maleabilidade, ter uma difícil obtenção e por sua beleza ([http://www.acobrasil.org.br/site2015/siderurgia\\_mundo.asp](http://www.acobrasil.org.br/site2015/siderurgia_mundo.asp)).

Conforme diversos autores, o ferro foi descoberto no Período Neolítico, entre 6000 e 4000 a.C., tendo surgido por acaso, ao serem utilizadas pedras de minério de ferro para proteção de fogueiras, que quando aquecidas, eram transformadas em pequenas bolas com brilho, proveniente do calor da fogueira que derretia e quebrava as pedras dando-lhes esta aparência. Com o passar do tempo, o ferro começou a ser utilizado com mais frequência, descobrindo-se uma forma de extraí-lo, sendo aquecido em fornos primitivos. Em torno de 1500 a.C. a exploração de jazidas começou a ser mais regular no Oriente Médio onde o material teria sido importado por assírios e fenícios ([http://www.acobrasil.org.br/site2015/siderurgia\\_mundo.asp](http://www.acobrasil.org.br/site2015/siderurgia_mundo.asp)).

Devido ao avanço da tecnologia na Idade do Ferro, os utensílios e armas fabricados com bronze foram substituídos pelo ferro por volta de 1200 a.C. na Europa e no Oriente Médio, já na China, essa substituição ocorreu por volta de 600 a.C. A utilização do ferro promoveu drásticas mudanças na sociedade como na agricultura que pôde ser desenvolvida com maior rapidez devido aos novos utensílios e equipamentos fabricados e na produção de armas mais sofisticadas o que possibilitou a expansão territorial de diversos povos.

([http://www.acobrasil.org.br/site2015/siderurgia\\_mundo.asp](http://www.acobrasil.org.br/site2015/siderurgia_mundo.asp)).

### 2.1.1-Processo de fabricação do aço

O ferro é localizado na crosta terrestre, atrelado ao oxigênio e à sílica. Já o minério de ferro é um óxido de ferro, misturado com areia fina. O carbono é igualmente abundante na natureza, podendo ser encontrado em várias formas. Na siderurgia, utiliza-se carvão mineral e em certas situações, o carvão vegetal, que é muito utilizado, atuando como combustível e permitindo alcançar altas temperaturas, para realização da fusão, deixando o ferro livre. Para ser utilizado como redutor, associa-se ao oxigênio desprendido nas altas temperaturas, através de fendas na parte inferior do forno, conhecidas como ventaneiras, sendo injetado ar quente e/ou enriquecido, para queima da porção do coque, após o combustível é injetado, para fornecimento de calor para a fusão e para as reações químicas. Todo o processo de remoção do oxigênio do ferro para ligar-se ao carbono é conhecido como redução, ocorrendo nos altos fornos.

O aço é, basicamente, uma liga ferro-carbono feito em 0,008% até 2,14%C, existindo a presença de elementos secundários residuais em sua composição, implantados no processo de fabricação. Com o teor de carbono superior ao teor presente no aço, o ferro fundido, assim como o aço, é uma liga ferro-carbono com composição entre 2,14% e 6,67%C (CALLISTER, 2002)

### 2.1.2- Tipos de aço

Os aços podem ser divididos, quanto à sua composição química, em dois grupos, conforme mostrado no quadro 1 abaixo:

Quadro 1: Tipos de aço conforme a composição química

<b>Aços-carbono</b>	É uma liga de Ferro-Carbono que contém, além de elementos residuais provenientes dos processos de fabricação do aço, de 0,008% a 2,11% de carbono em sua composição.
<b>Aços-liga</b>	É a liga entre o aço-carbono e outros elementos de liga para a obtenção de alguma propriedade ou ainda elementos residuais com teores acima do que pode ser considerado normal.

Fonte: [https://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/3667/3667\\_3.PDF](https://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/3667/3667_3.PDF)

- Aço-carbono

O aço-carbono pode ser subdividido em três grupos, conforme apresentado no quadro 2 abaixo:

Quadro 2: Divisão dos Aços-carbono

<b>Aços de baixo teor de carbono, com C &lt; 0,3%:</b>	São aços que possuem grande ductilidade, bons para o trabalho mecânico e soldagem (construção de edifícios, pontes, caldeiras, navios e peças de grandes dimensões em geral). Estes aços não são temperáveis
<b>Aços de médio carbono, com 0,3 &lt; C &lt; 0,7%:</b>	São aços utilizados em engrenagens, bielas, etc. São aços que, temperados e revenidos, atingem boa resistência e tenacidade.
<b>Aços de alto teor de carbono, com C &gt; 0,7%</b>	São aços de elevada resistência e dureza após a tempera, e são comumente utilizados em engrenagens, molas, componentes agrícolas sujeitos ao desgaste, pequenas ferramentas, etc

Fonte: <https://edisciplinas.usp.br>

- Aço-liga

O aço-liga, nada mais é do que a união do aço carbono com algum outro elemento, objetivando a obtenção de alguma propriedade específica para sua aplicação em determinado local podendo ser de boa condutibilidade térmica e elétrica, alta resistência mecânica, ductilidade, entre várias outras.

## 2.2- Aços Ligados

Em certas condições de engenharia as propriedades encontradas nesse tipo de aço podem suprir os requisitos solicitados. De modo geral, aços ligados possuem um custo mais alto se comparado aos aços-carbono, mas em alguns casos são os únicos a atender às condições operacionais rigorosas. Os principais elementos que são acrescentados para formar os aços ligados são molibdênio, cromo, níquel, tungstênio e manganês, podendo ser acrescentados elementos como o boro, cobre, chumbo, titânio, nióbio, alumínio, cobalto e vanádio (SMITH).

A adição de elementos químicos nas ligas proporciona melhorias nas propriedades mecânicas, produzindo uma melhoria nas propriedades elétricas e

magnéticas; aumentando a eficácia de corte; a resistência ao calor; a resistência ao desgaste; a dureza e resistência mecânica; adquirindo resistência a corrosão e conferindo uma resistência uniforme em toda a secção nas peças de maiores dimensões e diminuindo o peso (CHIAVERINI).

Os elementos atuam quando dissolvidos na ferrita, acrescentando sua dureza e aumentando a resistência mecânica. Mas, esse acréscimo não é seguido de um arrefecimento na dureza da ductilidade do material, como advém da aplicação de modificações estruturais, que produzem um acréscimo na dureza e/ou resistência (CHIAVERINI). Essas condições são observadas na figura 1 abaixo:

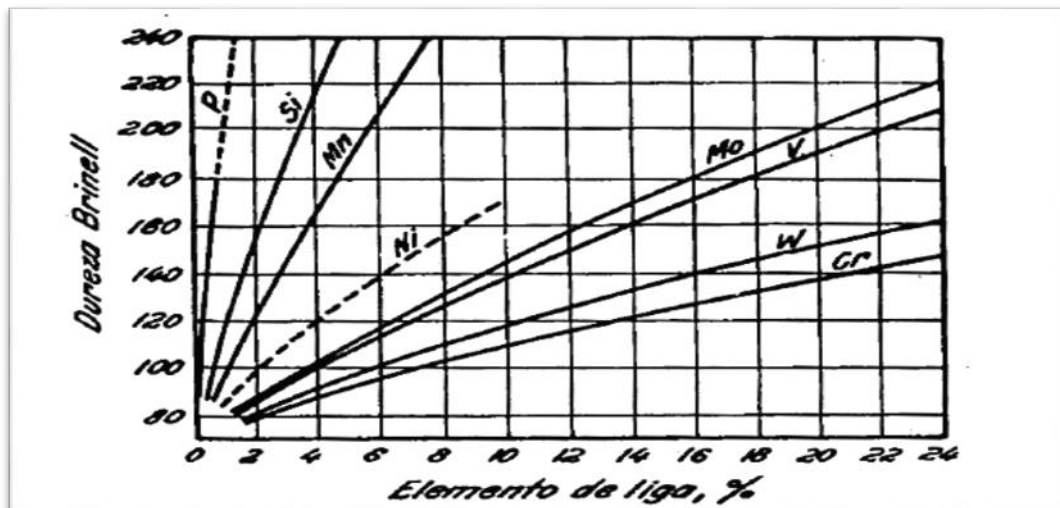


Figura 1: Ação relativa de alguns elementos que se dissolvem na ferrita, no sentido de aumentar a dureza  
Fonte: CHIAVERINI

As inclusões não metálicas como o nitreto de alumínio exercem um relevante monitoramento em cima do crescimento da austenita. Contudo o foco de interesse em inclusões não metálicas esta vinculada com o efeito produzido no aprimoramento da usinabilidade dos aços recozidos, por meio do sulfeto de manganês possuindo um aspecto de pequenas tiras alongadas (CHIAVERINI).

Alguns elementos são destacados por formarem carbonetos dos metais de transição como o vanádio, cromo, molibdênio, tungstênio que possuem em sua forma metálica, estrutura cristalina cúbica de corpo centrado e maior disposição para formar carbonetos que o ferro. O tungstênio e o molibdênio se somados com o

carbono formam carbonetos. Entretanto para esses elementos para formarem carbonetos dependem da quantidade de carbono presente no aço e a falta de outros elementos com uma maior inclinação de formar carbonetos como o vanádio, titânio e nióbio (SMITH). A tabela 1 abaixo detalha os efeitos dos elementos em diferentes aspectos e condições:

Tabela 1- Elementos de liga

Elemento	Solubilidade de Sólida		Influência sobre a ferrita	Influência exercida sobre a Austenita (Endurecibilidade)	Influência exercida através dos carbonetos		Principais Funções
	No ferro $\gamma$	No ferro $\alpha$			Tendência formadora de carbonetos	Ação durante o Revenido	
<b>Al (alumínio)</b>	1,1 % (aumentada pelo C).	36%	Endurece por solução sólida.	Aumenta a endurecibilidade consideravelmente se dissolvido na Austenita.	Negativa (grafitiza)	-----	Desoxidante eficiente; Restringe o crescimento de grão, pela formação de óxidos e nitretos dispersos; elemento de liga nos aços.
<b>Cr (cromo)</b>	12,8 % (20 % com 0,5 % C).	Sem limites	Endurece ligeiramente, aumenta a resistência à corrosão.	Aumenta a endurecibilidade e moderadamente.	Maior que o Mn, menor que o W.	Moderada Resiste à diminuição de dureza.	Aumenta a resistência à corrosão e a oxidação. Aumenta a endurecibilidade; melhora a resistência em altas temperaturas; resiste ao desgaste com alto C.
<b>Co (cobalto)</b>	S/ limites	75%	Endurece consideravelmente por solução sólida.	Diminui a endurecibilidade no estado dissolvido.	Igual ao Fe	Sustenta a dureza pela solução sólida.	Contribui para a dureza quente, pelo endurecimento da ferrita.
<b>Mn (manganes)</b>	Sem limites	3%	Endurece acentuadamente,	Aumenta a endurecibilidade	Maior que o Fe;	Muito pequena nos teores	Contrabalança a fragilidade

			reduzindo a plasticidade.	moderadamente.	menor que o Cr.	normais.	devida ao S; Aumenta a endurecibilidade.
<b>Mo (molibdênio)</b>	3% (8% com 0,3% C)	37,50%	Produz o sistema endurecível por precipitação nas ligas de Fe-Mo.	Aumenta a endurecibilidade e fortemente (Mo>Cr).	Forte, maior que o Cr.	Opõe-se a diminuição da dureza, criando a dureza secundária.	Eleva a temperatura de crescimento do grão da austenita; produz maior profundidade de endurecimento; contrabalança a fragilidade do revenido; eleva dureza à quente, resistência a quente e a fluência; melhora a resistência dos aços inoxidáveis; forma partículas resistentes ao abrasão.
<b>Ni (níquel)</b>	Sem limites	10% sem relação com o teor de álcool.	Aumenta a resistência e a tenacidade por solução sólida.	Aumenta a endurecibilidade e ligeiramente, retendo a austenita com C mais elevado.	Negativa (grafitiza)	Muito pequena em teores baixos.	Aumenta a resistência dos aços recozidos; aumenta a tenacidade dos aços ferríticos-pertílicos em baixas temperaturas; torna austenítica as ligas Fe-Cr altas em Cr.
<b>P (fósforo)</b>	0,50%	2,8% sem relação com o teor de C.	Endurece fortemente a solução sólida.	Aumenta a endurecibilidade.	Nenhuma	-----	Aumenta a resistência dos aços de baixo C; aumenta a resistência à corrosão; aumenta a usinabilidade em aços

							de usinagem fácil.
<b>Si (silício)</b>	2% (9% com 0,35% de C).	18,5% não muito alterada pelo C.	Endurece com perda de elasticidade (Mn<Si<P).	Aumenta a endurecibilidade e moderadamente.	Negativa (grafitiza)	Sustenta a dureza pela solução sólida.	Desoxidante; elemento de ligas para chapas elétricas e magnéticas; aumenta a resistência à oxidação; aumenta a endurecibilidade de aços com elementos não grafitizantes; aumenta a resistência de aços de baixo teor em liga.
<b>Ti (tálio)</b>	0,75% (1% com 0,20% de C)	6%	Produz sistema endurecível por precipitação em ligas de Ti-Fe com alto Ti.	Aumenta a endurecibilidade e no estado dissolvido e os efeitos do carboneto as reduzem.	A maior conhecida	Carbonetos persistentes não afetados. Al gum endurecimento secundário.	Reduz a dureza martensítica e a endurecibilidade em aços com Cr ao Cr; impede a formação de austenita em aços com alto Cr.
<b>W (tungstênio)</b>	6% (11% com 0,25% de C)	33%	Idem em ligas de W-Fe com alto W.	Aumenta fortemente a endurecibilidade e em pequenos teores.	Forte	Opõe-se a diminuição de dureza por endurecimento secundário.	Forma partículas duras e resistentes ao desgaste em aços-ferramenta, promovendo dureza e resistência em altas temperaturas.
<b>V (vanádio)</b>	1% (4% com 0,20% de C)	Sem limites	Endurece moderadamente por solução sólida.	Aumenta fortemente a endurecibilidade e do estado dissolvido.	Muito forte (V< Ti ou Cb)	Máxima para endurecimento secundário.	Eleva a temperatura de crescimento do grão da austenita, promovendo seu refino; aumenta a

							endurecibilidade quando dissolvido;resiste ao revenido causando grande endurecimento secundário.
--	--	--	--	--	--	--	--

Fonte: Chiaverini

Além dos elementos identificados na tabela acima ainda existem outros, como exposto no quadro 3 abaixo:

Quadro 3: Outros elementos

<b>Chumbo (Pb)</b>	Importante papel em aumentar a usinabilidade, não forma liga com o ferro e outros elementos, sendo incapaz de alterar outras propriedades.
<b>Boro (B)</b>	Quando adicionado em teores acima de 0,005% gera perda de ductilidade a quente. Mas uma presença abaixo desse percentual aumenta a resistência mecânica e a temperabilidade.
<b>Selênio (Se)</b>	Equivalente ao enxofre e possibilita uma usinagem mais fácil dos aços. O percentual presente nos aços de corte fácil varia de 0,15 a 0,20%.
<b>Cobre (Cu)</b>	O cobre em proporções superiores a 1,5% ocasiona uma produção de endurecimento por precipitação e em altos percentuais gera a redução da ductilidade a quente. Em quantidades inferiores ou até 1,5% é capaz de se dissolver na ferrita, aumentando a temperabilidade e resistência à corrosão atmosférica.
<b>Nióbio (Nb)</b>	É aplicado em aços ferramenta para utilização em altas temperaturas, possuindo uma evolução recente no emprego de aços de alta resistência com baixa liga.
<b>Zircônio (Zr)</b>	Se utilizado como elemento de liga exibe os mesmos resultados do vanádio refinando a estrutura granular e elevando a tenacidade. Pode ser usado como desoxidante complementar substituindo o alumínio quando possui um uso limitado

Fonte: SILVA, MEI

### 2.2.1- Classificação dos aços ligados

A classificação dos aços-liga é mais complexa por existir uma frequente adição de diferentes tipos, se comparada aos já existentes, essa diferença ocorre também com os novos elementos. Para os mais usuais e com teores pequenos de elementos, existem sistemas como a AISI, SAE, ABNT no Brasil e outros grupos de normas técnicas, que estabelecem sistemas, suprimindo satisfatoriamente as

necessidades. Os aços liga são classificados de três formas diversas são elas: quanto à composição química, quanto à estrutura e sua aplicação (CHIAVERINI). Os quadros 4, 5 e 6 exibem as classificações relacionadas à composição dos aços-liga, de acordo com a estrutura e as aplicações, respectivamente.

- Classificação em relação à composição química dos Aços-liga

Quadro 4: Classificação em relação à composição química dos Aços-liga

<b>Aços de baixo teor de ligas:</b>	Contém menos de 8% de elementos de liga. Possuem os elementos residuais (fósforo, enxofre, silício e manganês) estão acima do limite onde são considerados teores normais, ou onde existe a presença de novos elementos de liga cujo teor total não supera um valor determinado (geralmente 3,0 a 3,5%). A porção de elementos presentes nesses aços não é considerada o bastante para modificar profundamente as estruturas dos aços do mesmo modo que não altera a essência dos tratamentos térmicos.
<b>Aços de alto teor de ligas:</b>	Possuem elementos de liga acima de 8%. Onde o teor total dos elementos de ligas ao menos atinge 10 a 12%. Nessas circunstâncias as estruturas dos aços podem sofrer modificações profundas, do mesmo modo os tratamentos térmicos sofrem alterações.
<b>Aços de médio teor em liga:</b>	São classificados como um subgrupo intermediário entre os aços-liga de alto teor e baixo teor.

Fonte: Chiaverini

- Classificação de acordo com a estrutura

Quadro 5: Classificação de acordo com a estrutura

<b>Perlíticos:</b>	Possuem elementos de liga ou não, onde os teores são baixos e alcançam até 5%; apresentam propriedades mecânicas relacionados com teor de carbono presente e elementos de ligas adicionados, possuem boa usinabilidade em razão do teor de carbono.
<b>Austeníticos:</b>	Possuem uma estrutura austenítica em temperaturas ambientes, em virtude dos teores elevados de elementos específicos (Mn, Ni ou Co). Aços associados são os inoxidáveis, não magnéticos e resistentes ao calor.
<b>Martensíticos:</b>	Possuem uma estrutura de martensita e os teores de seus elementos ultrapassam 5%. Possuem propriedades como uma dureza elevada e baixa usinabilidade.
<b>Carbídicos:</b>	Caracterizados por quantidades relativas de elementos capazes de formar carbonetos (W, Ti, Nb, Zr e Cr) e carbono. Com uma estrutura composta de carbonetos espalhados na matriz martensítica ou austenítica. Aços usados em matrizes e ferramentas de corte possuem essa estrutura.
<b>Ferríticos:</b>	Caracterizam pelo alto teor de elementos específicos (como o Cr, W ou Si), entretanto com um percentual baixo de carbono. Possuem estruturas

	ferrítica e esporadicamente quantidades pequenas de cementita.
--	--

Fonte: Chiaverini

- Classificação de acordo com a aplicação

Quadro 6: Classificação de acordo com a aplicação

<b>Aços para tubos</b>	Algumas aplicações apresentam elementos de liga em sua estrutura.
<b>Aços de usinagem fácil</b>	Contêm grandes taxas de elementos como fósforo e enxofre e ocasional existência de chumbo. São caracterizados por ter uma excelente usinabilidade.
<b>Aços para cementação</b>	Apresentam teores pequenos de elementos em suas ligas e baixo carbono, possuindo melhores características de melhoria superficial de carbono. Adquirindo também um núcleo tenaz depois da cementação e têmpera.
<b>Aços para nitretação</b>	Podem apresentar elementos como o alumínio, cromo e molibdênio ou somente o carbono.
<b>Aços estruturais</b>	Dividem-se em aços com baixos teores de elementos em suas ligas e ao carbono possuem propriedade de soldabilidade, boa ductilidade e alto limite de resistência à tração para limite de escoamento.
<b>Aços resistentes ao desgaste</b>	Os mais significativos os que possuem manganês em proporções muito além do padrão (10 a 14%), além de um percentual elevado de carbono (1,0 e 1,4%).
<b>Aços resistentes à corrosão</b>	Conhecidos como aços inoxidáveis apresentam grandes teores de cromo ou cromo-níquel.
<b>Aços para ferramentas e matrizes</b>	São aços mais sofisticados expõem elementos com teores muito altos, são conhecidos como aços rápidos, por serem os mais usuais e importantes contendo teor elevado de tungstênio, vanádio, cromo, cobalto, molibdênio entre outros. Dentre as propriedades apresentam boa tenacidade, alta dureza à temperatura ambiente.
<b>Aços para fins magnéticos</b>	Quando esses aços são temperados apresentam uma imantação permanente e teores acima dos padrões de carbono, teor médio de cromo, ocasionalmente tungstênio e molibdênio e alto percentual de cobalto podendo chegar até 40%.
<b>Aços resistentes ao calor</b>	Conhecidos como refratários, na composição de sua liga se encontram teores elevados de níquel e cromo. Possuindo propriedades mecânicas que elevam a resistência à oxidação em situações onde a temperatura é consideravelmente alta.
<b>Aços para fins elétricos</b>	Possuem aplicações na produção de transformadores, motores e outros aparelhos ou máquinas elétricas. Em suas ligas expõem teores de silício além do normal chegando até 4,75%, teores de até 50 % de cobalto e teores elevados de níquel.
<b>Aços ultrarresistentes</b>	Produzidos para atender alguns empregos na indústria aeronáutica, mas sua utilização está se ampliando para outros setores. As propriedades buscadas para esses aços são uma ótima relação de resistência/peso. Para adquirir as propriedades desejadas são utilizados elementos com teores baixos e aplicados em tratamentos térmicos. Um tipo específico desse aço é chamado de <i>maraging</i> , onde os elementos aplicados em sua liga possuem teores elevados como 18% de níquel, além da presença de titânio, cobalto e molibdênio, sendo obtido por um tratamento

Fonte: Chiaverini

### 2.3- Aços Microligados

Os aços microligados (*High Strength Low Alloy*) começaram a ser estudados no final da década de 1950 para ter o conhecimento dos efeitos de micro adições de Ti, Nb e V nas propriedades do aço de baixo carbono. Essas microadições proporcionou uma revolução na siderurgia, admitindo a criação de aços com alto grau de refino e com menor tamanho de grão, conseguindo-se aumentar a resistência mecânica, a tenacidade e ocorrendo um arrefecimento dos teores de elementos de liga como, por exemplo, o carbono. Assim, a soldabilidade do material aumenta consideravelmente, reduzindo nas estruturas os custos de fabricação.

Diversos elementos são utilizados para a formação de ligas metálicas, visando à melhoria de um ou mais tipos de propriedades conforme a necessidade e a aplicação da liga, que é o que ocorre com os aços microligados, também conhecidos como ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) ou ainda HSLA (*High Strength Low Alloy*) cujo foco é maior na propriedade mecânica do que na composição química. Esses aços são considerados de baixa liga, em razão do baixo teor de elementos de liga adicionados ao aço, muito mais baixos que os encontrados nos aços inoxidáveis.

Segundo Button (2007) os aços microligados possuem como principais elementos de liga, em pequenas quantidades, o titânio e o vanádio (V), promovendo a sua alta resistência e tenacidade, além de possuírem como vantagem, um tempo de fabricação menor, pois não exigem o processo de tratamento térmico posterior, devido ao calor proveniente do forjamento realizar a homogeneização no resfriamento do material enquanto o aço comum, ao apresentar uma falha, necessita completar seu resfriamento, para que receba o tratamento térmico adequado na correção do problema, elevando em torno de 3 horas, o tempo de fabricação, além dos gastos e a energia. Ainda conforme Button, devido à abundância de nióbio (Nb) no Brasil, este elemento pode ser utilizado como substituto do vanádio obtendo bons

resultados em ligas de diferentes aplicações.

Existem algumas propriedades mecânicas mais interessantes como a ductilidade e a resistência, mas de acordo com a necessidade e finalidade do material, podem ser obtidas nos aços de maior soldabilidade e maior resistência à corrosão. O aumento da resistência mecânica adquirido com esses aços proporciona uma redução do seu alongamento total.

### **2.3.1- Processo de fabricação de aços microligados**

No processo de laminação a frio, os elementos que fazem a microligação são responsáveis por atrasarem tanto os processos de crescimento dos grãos quanto o processo de recristalização, durante o recozimento do material. O titânio predomina no refino do tamanho do grão austenítico, no decorrer do reaquecimento antes de sua laminação. Quanto ao vanádio, este possui elevada solubilidade na austenita, garantindo o enrijecimento do material, por precipitação na ferrita, possuindo a capacidade de delimitar a recristalização da austenita sobre determinada faixa de temperatura, na forma precipitada e na forma solubilizada, oscilando entre 900°C e 1000°C (GORNI, 2007).

Na fase de acabamento da laminação controlada é quando ocorre a laminação a frio da austenita, onde os grãos ficam encruados e amassados instantaneamente antes da sua transformação, proporcionando alguns pontos oportunos para a nucleação da ferrita no processo de resfriamento que será aplicado posteriormente. (GORNI, 2007). O carbono rejeitado concentra-se numa pequena fração de austenita excedente, conseguindo temperabilidade e estabilização temporariamente. O volume desses constituintes, em relação à austenita é consideravelmente maior. (PICKERING, 1978).

### **2.3.2- Aplicações dos Microligados**

Esses aços possuem excelente funcionamento em seu emprego, mas o custo para a fabricação dos componentes é caro, pois se relaciona a capacidade de

soldagem. Se as recomendações não forem respeitadas, o risco de falhas é alto, pela falha prematura proporcionada por um processo de fadiga ou sucateamento do componente. De acordo com Kuryama e Takita (2000), alguns aços podem ser aplicados em painéis externos e internos sujeitos a processos de conformação e corte para sua adaptação estrutural, tornando-se peças chaves na resistência da estrutura e apresentando limite de escoamento inferior a 450 MPa. Além de apresentarem um bom nível de alongamento e resistência a esforços dinâmicos com um desenvolvimento superior quando equiparado a aços de elevado limite de escoamento, bem como os aços entre 450 e 1000 MPa, atualmente são utilizados em rodas, armações e reforços.

### **2.3.3- Soldabilidade dos aços de baixa liga**

Em consequência da larga aplicação e boa soldabilidade são constantemente soldados se comparados a outros materiais e suas propriedades metalúrgicas promovem essa flexibilidade. Essas propriedades compreendem a capacidade de sofrer transformações de fase, proporcionando fortalecimento e endurecimento, por meio de transformações martensíticas e bainíticas ou mecanismos de precipitação, possuindo também a capacidade de serem rapidamente conectados com uma variedade considerável de outros elementos.

### **2.3.4- Propriedades dos elementos**

- Vanádio

O desenvolvimento de novas práticas de laminação a quente, proporcionando novos tipos de aços é proveniente do processo de refinamento de grãos, melhorando as propriedades do material e aumentando sua força. O aço com acréscimo de vanádio (V) apresenta alta solubilidade na fase austenita e com o aquecimento do aço em temperaturas de forjamento, todo o vanádio se dissolverá na fase austenita.

As partículas de MnS com V(CN) apresentam-se na superfície de nucleação,

provocando a formação de ferrita no interior dos grãos da austenita (intra granular) e ficando presente no interior dos conjuntos finais de perlita. Assim, a ferrita intragranular contribui com um aumento na tenacidade do aço.

O vanádio é o único elemento de liga, que não retarda a geração de ferrita, assim as estruturas que sofrerão processos de soldagem exibirão uma microestrutura mais refinada e com maior tenacidade. Esse impacto não deve ser aplicado juntamente com o nióbio presente na microestrutura, pois é afetado pela presença do mesmo.

- Nióbio

Esse elemento é muito influente na tecnologia das adições em aço de baixo carbono. Sendo acrescentado em percentuais entre 0.01 a 0,10%, além de estar presente em altas temperaturas, fornecendo uma melhoria na resistência ao crescimento de grão ao longo do reaquecimento do material. Sua adição mais relevante se encontra na habilidade de conferir um refino de grão, no tratamento termomecânico.

A adição de nióbio adia a recristalização da austenita, provocando a formação de grãos deformados nos últimos estágios de laminação, ocasionando uma alta quantidade de contornos de austenita, acelerando sua cinética de nucleação para a transformação, sendo desenvolvida uma microestrutura ferrítica bem refinada.

A utilização do nióbio possibilita um refino de grão, conferindo aumento de resistência por precipitação, atrelando-se a uma temperatura bastante alta no reaquecimento para a laminação. Caso a temperatura seja baixa, não haverá quantidade total do nióbio em solução e seu efeito será somente parcial. O nióbio é eficiente, o que faz com que haja a possibilidade de aumento de resistência por precipitação em aços laminados, mas não é capaz de proporcionar o mesmo efeito em aços normalizados, o que ocorre, porque o nióbio não ser solubilizado comumente nas temperaturas de normalização, não acontecendo uma nova precipitação na ferrita ao longo do resfriamento.

- Titânio

O titânio é utilizado para arrefecer o crescimento de grão austenítico no processo de laminação, possuindo capacidade de formar nitretos em temperaturas elevadas. Mas, o titânio possui uma tendência a sofrer oxidação se comparado ao vanádio e nióbio, tornando sua recuperação no processo de fabricação instável e baixo, causando uma variação das propriedades mecânicas e microestruturais dos produtos. Atualmente, novos processos de fabricação reduziram a perda de titânio devido à oxidação, proporcionando um controle de sua quantidade nos aços. O que estimula os fabricantes aplicarem uma quantidade baixa de titânio, cerca de 0,015%, para aprimorar as suas propriedades, especificamente a soldabilidade.

O impacto do titânio no refino de grão austenítico é moderado se comparado ao nióbio e ao vanádio e o elevado impacto no mecanismo de aumento de resistência por precipitação resulta em perdas graves nos níveis de tenacidade.

Chapas de HSLA utilizadas em processos de conformação a frio são microligadas ao titânio, gerando um aumento da resistência mecânica. Atualmente com a padronização da aplicação de aços com baixo percentual de enxofre, é incomum o emprego de titânio, pois seus acréscimos negativos na adição de uma liga são maiores do que o enxofre. Uma das grandes dificuldades dos aços ao titânio é devido às propriedades mecânicas responderem sensivelmente as circunstâncias de processamento. A alteração no limite de escoamento, no decorrer do comprimento de uma chapa laminada a quente, possuindo um escoamento de 500 Mpa, o microligado com 0,12% de Ti, é próximo de 125 Mpa. Essa disseminação é restringida abaixo de 100 Mpa num aço contendo 0,02% de Nb e 0,08% de Ti, determinando que as limitações não dificultem sua aplicação com outros elementos de liga.

### **2.3.5- Influência de adições múltiplas nos microligados**

A maior parte dos aços microligados exibe sua composição química relacionado com dois ou três elementos de microadição existentes na atualidade.

Essas adições admitem combinações nas propriedades e microestrutura. O vanádio é utilizado junto ao nióbio em aços por laminação controlada. O nióbio tem uma microestrutura refinada, resultando num baixo acréscimo no aumento de resistência e no aperfeiçoamento da tenacidade. O vanádio em baixas temperaturas possui um aprimoramento adicional de resistência, mas com pouca perda de tenacidade. Nesta situação, a aplicação combinada de dois elementos fará com que o material adquira valores aceitáveis de tenacidade, aperfeiçoando seu nível de resistência mecânica. Assim, quando se utiliza mais de um elemento de microadição num aço, ocorrem diversas interações e em certas condições ocorre redução na eficiência de cada elemento combinado.

Apesar das adições múltiplas serem muito utilizadas nos aços microligados é preciso ter cautela com os resultados no mecanismo de precipitação, na ocasião de dois elementos adicionados em uma liga, o elemento que se precipita a temperaturas menores frequentemente possui tendência de precipitação em combinação com o elemento que se precipita em temperaturas maiores. Assim, aços que possuem titânio e nióbio presentes, ou titânio e vanádio, ou nióbio e o vanádio estarão situados nos nitretos de titânio formados em temperaturas em torno de 1300° C. Esta condição afeta a aplicabilidade dos elementos: do titânio, vanádio ou nióbio. A precipitação de vanádio ou nióbio nos nitretos de titânio eleva o tamanho das partículas de nitreto, prejudicando no mecanismo de controle de grão austenítico. Os aços microligados podem ser divididos em seis categorias, como apresentado no quadro 7 abaixo:

Quadro 7: Divisão dos aços microligados

<b>Microligados Perlíticos laminados:</b>	Contêm os aços carbono-manganês com adição em menor quantidade de outros elementos, colaborando com o aumento da tenacidade, soldabilidade, aumento do limite de escoamento e conformabilidade
<b>Microligados resistentes ao intemperismo:</b>	Incluem os aços que possuem uma baixa quantidade de elementos de liga como o fósforo e cobre, podendo dessa forma aprimorar a corrosão atmosférica e melhorar a resistência.
<b>Microligados com ferrita acicular:</b>	Contêm percentual de carbono abaixo de 0,05% junto de excelente tenacidade, soldabilidade, conformabilidade e alto limite de escoamento superior a 690 Mpa.
<b>Microligados com inclusões controladas:</b>	Exibem aprimoramento da tenacidade e ductilidade ocasionado por uma baixa adição de zircônio, titânio,

	cálcio ou elementos do grupo terras-raras, pelo fato de sofrerem alterações na morfologia, se alterando de pequenas inclusões para pequenos glóbulos dispersos.
<b>Microligados com duas fases:</b>	Apresenta matriz ferrítica com uma microestrutura espalhada pela matriz, possibilitando um bom limite de resistência e ductilidade.
<b>Microligados ferríticos – perlíticos:</b>	Apresentam um percentual de elementos que ajudam a formar carbonitretos ou carbonetos como nióbio ou vanádio, menores que 0,10%. O titânio pode ser acrescentado para promover um mecanismo de endurecimento por precipitação, refino de grão e transformação com controle da temperatura.

Fonte: <http://www.gorni.eng.br>

## 2.4- Aços *Multiphase*

No fim dos anos 80 foi desenvolvido um conceito conhecido como TRIP (*Transformation induced plasticity*) ou plasticidade induzida por transformação, esse método consiste na obtenção de valores elevados de alongamento num aço austenítico em processo de deformação na temperatura ambiente, sendo possível ocorrer à transformação contínua da austenita em martensita, fenômeno ocorrido pela ampliação durante a conversão da austenita C-F-C para a ferrita C-C-C.

Assim, ocorre a ampliação da ductilidade de aço de baixo teor de carbono ao Si e Mn, alcançados por recozimento contínuo, possibilitando a presença de 20% de austenita retida na microestrutura. Para estabilização em temperatura ambiente, utiliza-se alta quantia de austenita, possibilitando o alongamento do material, que é condicionado partir de seu estado austenítico num ciclo de resfriamento, concedendo continuidade num período de tempo considerável e possibilitando um enriquecimento de carbono à austenita restante. A produção desse material é feito pelo recozimento contínuo, aplicando-se um resfriamento da tira, acrescentando tratamento extra de superenvelhecimento ou gerado no processo de laminação a quente, com o enriquecimento de carbono através do lento resfriamento da bobina. No fim do processo é adquirida uma microestrutura multifásica, com a presença entre 50 e 60% de ferrita, 25 e 40% de bainita e 5 a 15% de austenita (GORNI, 2009).

A martensita pode ser formada na microestrutura dos aços multifásicos,

ocorrendo durante o procedimento de têmpera em água onde uma parte da austenita residual sofre transformação para uma microestrutura martensítica. (JACQUES; LADRIÈRE; DELANNAY, 2001).

Um esquema contendo as fases encontradas nos aços multifásicos se encontra na figura 2 abaixo:

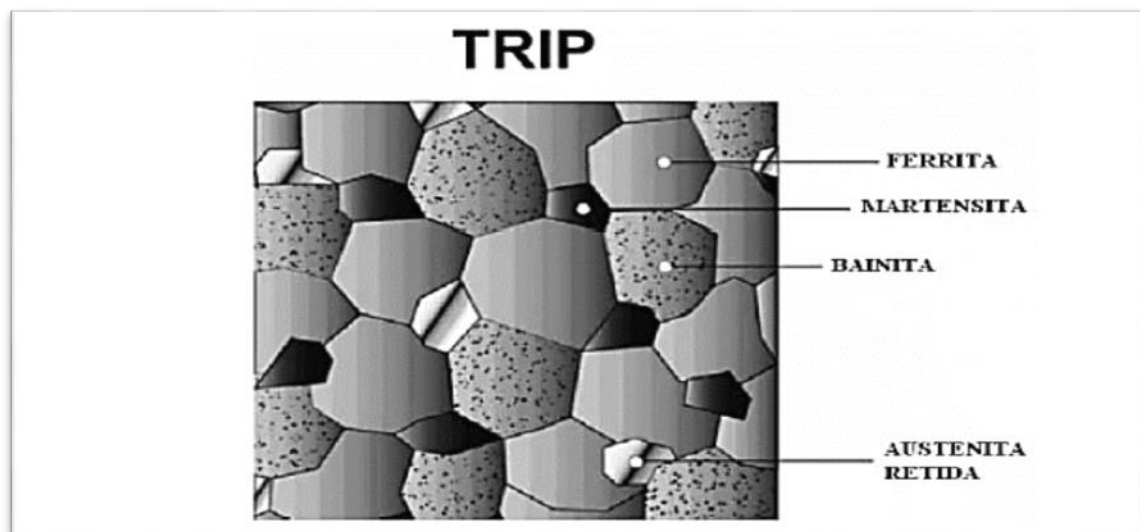


Figura 2: TRIP

Fonte: ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL – APPLICATION GUIDELINES VERSION 4.1, 2009.

Os aços multifásicos são atraentes para o setor automobilístico, pois proporcionam propriedades como a conformabilidade e alta resistência com um preço competitivo no mercado. Essas propriedades podem gerar bons resultados em testes de impactos em veículos, auxiliando na redução de peso dos componentes estruturais utilizados em automóveis. Além de auxiliarem na produção de componentes que precisam de um processo de conformação mais severo (KANTOVISCKI, 2005). Alguns exemplos de aplicações automobilísticas são mostradas na figura 3 abaixo:



Figura 3: Aplicações do TRIP  
Fonte: Sampaio, 2011

## 2.5- Aços *Dual Phase*

Os aços *dual phase* são conhecidos como aços bifásicos e classificados em um grupo específico dos AHSS (*Advanced High Strength Steels*). Possuem baixo teor de carbono variando no intervalo de 0,06 a 0,15%, com a adição de silício entre 0,25 a 0,5% e manganês de 1,2 a 2,0%. Sua produção apresenta microestrutura composta de ferrita e quantidades de ilhas de martensita, permitindo o domínio da resistência, juntamente com o monitoramento do desempenho da deformação, ou seja, o aspecto da tensão-deformação. Esses aços começaram a ser produzidos industrialmente no início dos anos 70 (MATLOCK, 2011; MURARI, 2009).

A demanda por essa matéria-prima aumentou consideravelmente, seja pela procura de várias aplicações ou na porção comercializada. Esses aços estabelecem um grupo de materiais metálicos caracterizado pela exposição de resistência mecânica a tração, alternando entre 450 a 1200 Mpa. Além de possuírem conformabilidade, que os torna apropriado para os processos de conformação a frio, como na fabricação de peças de aço no ramo automotivo. (MACHADO, 2005; MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008).

Em razão do escoamento contínuo, alta resistência e boa ductilidade esses aços são conhecidamente utilizados na confecção de elementos estruturais

automotivos, que necessitam de uma boa formabilidade (ABDALLA *et al.*,2004; LIANG; PENG, 2008).

Na década de 80, ocorreu o avanço de outra espécie de aço bifásico, na qual a martensita foi alterada pela bainita, devido à microestrutura formada por ferrita e bainita, que possuem menores concentrações de deformações e tensões, tornando-se mais uniforme do que a microestrutura citada anteriormente. Além das características como tenacidade e ductilidade serem favoráveis para o ramo automobilístico, elas foram aprimoradas. A existência de uma microestrutura com graus relevantes de bainita e martensita proporciona limite de resistência acima de 600 Mpa. (GORNI *et al.* 2007; CHEMIN FILHO, 2011).

Os aços bifásicos são considerados os melhores para produção de componentes estruturais automotivos, por possuírem boa formabilidade, devido a sua configuração de ótima ductilidade, elevada resistência e escoamento contínuo. A figura 4 abaixo nos apresenta aplicações desses aços no setor automotivo:

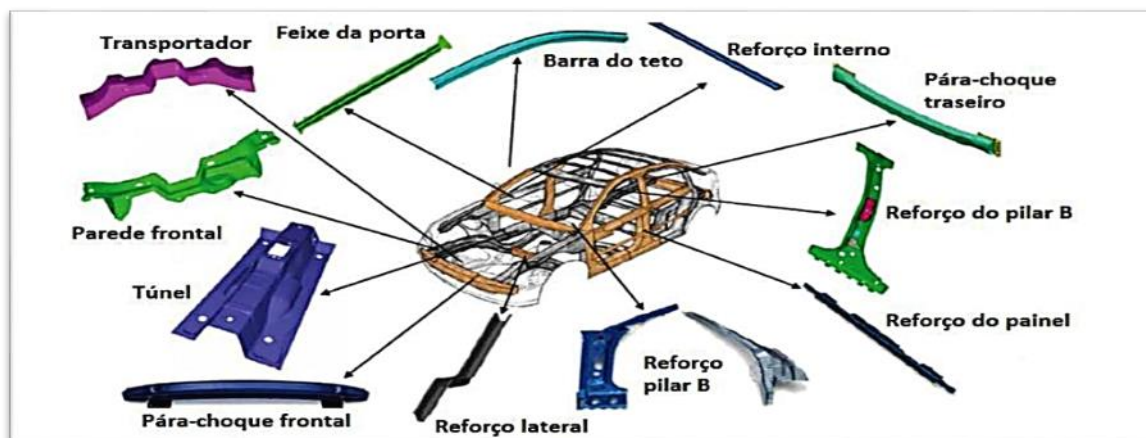


Figura 4: Possíveis aplicações do aço bifásico na carroceria de automóveis  
Fonte: MARRA, 2008.

### 2.5.1- Produção dos aços *dual phase*

O processo de produção é realizado pelo tratamento térmico de têmpera na faixa da zona crítica onde as fases austenita e ferrita se acham em equilíbrio. Para obter-se as fases ferrita e martensita, o aço necessita ser aquecido até a fase ferrita e austenita e resfriado rapidamente. Com o resfriamento rápido até a temperatura

ambiente, parte da austenita se transforma em martensita e o restante volta a fase de estrutura ferrítica, podendo ser realizados processos diferentes de tratamentos térmicos em aços contendo baixo carbono, para ocorrência de um resfriamento de maior rapidez com início na zona crítica (BAPTISTA *et al.*, 2007; CALLISTER, 2008).

A microestrutura desses aços pode ainda ser formada através da laminação a quente de ligas com molibdênio e/ou cromo. A matriz ferrítica é formada através da laminação ou recozimento contínuo, acrescentando carbono e alguns outros elementos de liga a austenita acrescentando a temperabilidade. O processo de revenimento pode reduzir a fragilidade da martensita, sua transformação após a matriz ferrítica faz com que ocorra a geração de tensões residuais relacionadas à compressão na matriz ferrítica, favorecendo o processo de escoamento. Após a obtenção da martensita, o processo térmico de revenimento proporciona uma redução na fragilidade desta fase. (GORNI, 2009; MURARI, 2009).

Os aços bifásicos necessitam de determinadas condições para a sua produção industrial, como a velocidade de resfriamento e a composição química para que esse processo possa se tornar viável, tem-se que se submeter às condições mostradas no quadro 8 abaixo:

Quadro 8: Condições necessárias aos aços bifásicos para produção industrial

<b><i>Quase Normalizing</i></b>	Representa a austenitização completa do material, seguido de resfriamento lento, concedendo a conversão de 80% de ferrita, seguida de têmpera, para uma transformação da austenita restante em martensita.
<b><i>Intercritical Annealing</i></b>	Remete o aço a um recozimento, numa temperatura em curto tempo e após resfriamento lento.
<b><i>Dual Phase Rolling Process</i></b>	O processo é por meio de um laminador comum, utilizando-se um aço de baixo carbono com pouca quantidade de elementos de liga. A laminação ocorre em temperatura reduzida, sendo bobinado com temperatura inferior de início da mudança da fase martensita (Ms).

Fonte: DIAS, ALEXANDRE NOGUEIRA OTTOBONI, 2013

Na maioria das vezes a produção dos aços *Dual Phase* é pelo recozimento contínuo, ao final consegue-se atingir uma temperatura na zona crítica, que é constante no período de encharque, conhecido como temperatura de encharque. A temperatura de encharque influencia a porção de austenita obtida na zona crítica e a sua taxa de carbono, afetando a temperabilidade do aço. O material é resfriado

lentamente após o encharque, até a temperatura inicial de resfriamento rápido (têmpera). A finalidade do resfriamento rápido é a redução do teor de austenita, enriquecendo-a em carbono. Após, é executado o resfriamento rápido, modificando a austenita (MURARI 2009; MURARI; MEYER; ROCHA 2008).

O período para se difundir o carbono é bem menor, logo a liga que se encontrava equivalente no começo do resfriamento torna-se supersaturada ao término. Depois do resfriamento repentino, o material é remetido a um processo de superenvelhecimento por poucos minutos dentro de faixa de 200°C a 400°C, abaixo da temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ), promovendo uma contração do percentual de carbono em solução sólida supersaturada presente na ferrita (MURARI, 2009).

No momento da execução deste tratamento em temperaturas muito elevadas, ou seja, superior da temperatura de princípio de transformação martensítica é provocada a formação de bainita ou da perlita, gerando a redução do limite de resistência do aço, contribuindo para o surgimento do escoamento. O aço é resfriado a temperatura ambiente e seu recozimento termina, após o período de superenvelhecimento (MURARI, 2009; BHATTACHARYA, 2003; MURARI; MEYER; ROCHA, 2008). A Figura 5 mostra o ciclo utilizado em usina siderúrgica nos aços bifásicos.

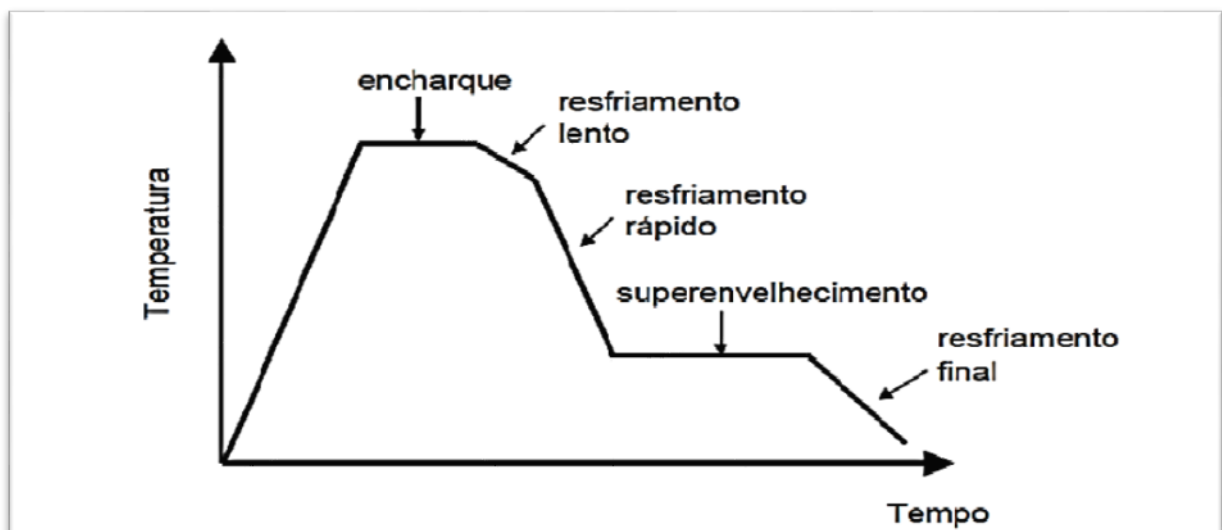


Figura 5: Ciclo típico de recozimento contínuo

Fonte: MURARI, 2009.

### 2.5.2- Microestrutura dos aços bifásicos

A intitulação aço bifásico (*Dual Phase steel*) foi dada aos aços constituídos por uma mistura de fase martensita dispersa numa matriz ferrítica, sua microestrutura é mais heterogênea, podendo obter grandes teores volumétricos de bainita, perlita, austenita enclausurada além das fases martensita e ferrita (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008).

A microestrutura dos aços bifásicos é monitorada por fatores como fração de liga, solubilidade do teor de carbono, taxa de resfriamento e os fatores intercríticos de recozimento (RASHID, 1979; HUSEYIN *et al*, 2010). Mas, para alcançar uma microestrutura é necessária a contribuição de fatores como a microestrutura inicial, para adquirir a microestrutura final desejada, tempo de tratamento e a temperatura de tratamento intercrítico (FORGAS JR, 2009; VUBORI JR; CINTHO, 2009).

- Fase austenítica

O fenômeno de austenização busca elaborar padrões esclarecedores da sua cinética, no aquecimento isotérmico e anti-isotérmico, iniciando pela microestrutura ou microestruturas dessemelhantes como a ferrítica, martensítica, perlítica e ferrítica-perlítica. A austenita determina a progressão da microestrutura final e as características das propriedades mecânicas das microestruturas finais. Assim, o desempenho e as peculiaridades mecânicas dos aços baseiam-se, na natureza de dissecação da austenita e no resfriamento contínuo (fase final do aço), mas a cinética (reaustenização), ou seja, o período da austenização é homogêneo ou heterogêneo, até o momento do seu índice de aquecimento, de sua dimensão de grão, das distribuições de fases e da existência de inclusões não metálicas (CASTRO, 2007).

A austenização é o estágio crítico para manter a qualidade do tratamento térmico. O efeito da têmpera depende da circunstância de temperabilidade e austenização, que são interdependentes promovendo resultados indesejáveis como

falhas e trincas no material. A qualidade da austenização é referente aos elementos de liga, estrutura preexistente do aço e a temperatura (CASTRO, 2007; LIMA *et al*, 2012).

A fração de carbono nos aços bifásicos é independente não do percentual de carbono total do aço e da temperatura de recozimento, assim a temperabilidade é diversificada com essa temperatura. Reduções de temperatura de recozimento intercrítico sucedem em pequenas quantidades de austenita, apresentando um alto teor de carbono, com uma maior temperabilidade. Em contrapartida, quando o recozimento intercrítico é obtido em altas temperaturas, a parcela de austenita é elevada, mas o teor de carbono é menor, afetando a temperabilidade. Por conseguinte, após o resfriamento atinge-se uma quantidade de martensita maior na microestrutura, sendo bem mais pobre em carbono e mais macia, a proporção de resfriamento utilizada é primordial na obtenção da microestrutura bifásica (FONSECA *et al*, 2005).

- Fase bainítica

O constituinte bainítico determina na microestrutura uma complexa formação e uma diversidade de vários tipos de bainita prováveis de serem elaboradas, que apresentam qualidade de dureza e resistência intermediárias, entre a fase martensita e a fase ferrítica, ocasionando um aperfeiçoamento da tenacidade do material (ABDALLA *et al.*, 2004).

A bainita é passível de ser adquirida através do resfriamento isotérmico tanto na temperatura inicial de transformação martensítica quanto nas temperaturas de composição da perlita e ferrita. Para reconhecimento da fase bainítica na metodologia metalográfica, utiliza-se a macroscopia visual, complexa na caracterização dos aços multifásicos, requerendo cautela na preparação da amostra, para obtenção de uma boa análise quantitativa desse microconstituente (ABDALLA, 2006).

A fase bainita, tem resultado positivo para as propriedades mecânicas dos aços *multiphase*, podendo atrasar ou impossibilitar o surgimento de trincas originadas pela fadiga. A existência da fase bainítica possui vantagem, sobre a fase

martensítica, preservando a alta ductilidade do aço, deste modo quando se desejar escolher entre tenacidade e alta resistência mecânica, a inserção do microconstituente se torna uma das escolhas mais prováveis.

- Fase martensita

A conversão martensita ocorre por um procedimento de nucleação heterogênea, na região de contornos de grão ou em imperfeições contidas na microestrutura da liga metálica. Nas ligas ferrosas, a martensita é constituída por uma solução sólida supersaturada de ferro e carbono, obtendo uma estrutura tetragonal de corpo centrado (tcc), que nada mais é que uma formação deturpada da ferrita com estrutura cúbica de corpo centrado (ccc) (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

A elevada temperabilidade é um fator decisivo nos aços, verificando-se na austenita grande eficácia em tornar-se martensita, mesmo se a velocidade do resfriamento é relativamente baixa. Mas, em aços de baixa temperabilidade, a martensita é obtida por transformações difusionais da austenita, caso sejam impossibilitadas pela utilização de altas taxas de resfriamento (FONSECA *et al*, 2005). A existência da martensita modifica as características mecânicas nos aços, sua aplicabilidade industrial está associada à microestrutura (SANTOS, 2008).

O estudo executado por Kumar *et al.* (2007) indicou como a porção volumétrica de martensita modifica o limite de resistência à tração e os valores de tensão de escoamento dos aços bifásicos, compostos pelas fases bainita e ferritas ou pelas fases martensita e ferrita, ambos a base de nióbio (Nb). A resistência dos aços reduz em 60% a fração volumétrica de martensita, estabelecendo a resistência do material nessa região, que é a resistência da fase martensítica, estando em menor parcela, pois quanto menor a fração de volume de martensita, a resistência desse aço aumenta. De 85% em diante os dois fatores se equilibram, não se observando nem diminuição, nem aumento da resistência com crescimento da porção em volume da fase dura, ou seja, a martensita.

### 2.5.3- Principais elementos de liga

A inserção dos elementos de liga elevou a resistência dos aços de baixo carbono, quando relacionados aos obtidos tipicamente. Os aços ARBL dispuseram sua alta resistência mecânica através do refinamento de grão e refinamento de carbonitretos, apesar de sua ductilidade ser inferior se comparada aos aços de baixo carbono, conforme ferrítico-perlítico, processado por recursos tradicionais, retratando uma restrição destes aços para aplicabilidade na produção de chapas, onde elevada conformabilidade é requerida (VERBEKEN, WATERSCHOOT; DE COOMAN, 2006).

A constituição química é importante nas propriedades mecânicas dos aços *dual phase*, para relacionar a intervenção dos elementos de liga na microestrutura do aço e para as suas características. Nos aços *dual phase*, os elementos de liga formam uma solução sólida com ferro (substitucional ou intersticial), carbonetos e outros compostos juntamente ao carbono, como carbonitretos, compostos intermetálicos e inclusões não metálicas (FORGAS Jr, 2007).

A dureza e a resistência mecânica do aço bifásico podem ser elevadas por precipitados processados pelo encruamento do material ou pelos elementos microligantes. Em contrapartida, existe uma perda em sua tenacidade e ductilidade. O procedimento de endurecimento mais significativo, que apresenta resistência mecânica ao aço DP é o endurecimento por redução de tamanho de grão.

Num aço processado através de laminação a quente, a dimensão do grão ferrítico é de mais ou menos 20 ou 30 $\mu$ m, tendo em vista que um aço bifásico obtém um tamanho de grão com aproximadamente 5 $\mu$ m e sua diminuição é causada pela soma de pequenos índices de elementos de liga, sendo o mais relevante entre eles é o nióbio (Nb), pois gera um efeito expressivo nas propriedades mecânicas do aço *dual phase*, mesmo com índices inferior a 0,05% (FORGAS Jr, 2009; REED HILL; ABBASCHIAN, 1994).

Os elementos de ligação promovem as mutações de difusão dos aços bifásicos na temperatura de princípio e de finalização da formação da martensita e a

dureza deste período. Nas temperaturas iniciais e finais da composição do material martensítico, elementos como manganês e cromo proporcionam as temperaturas da reação martensítica, para impedir sua formação completa. Mas, entre os elementos contidos nos aços convencionais, o carbono é o que expõe a influência mais intensa nas temperaturas de início e final. A temperatura final de surgimento da martensita é significativa, representando a aniquilação completa da austenita, pois caso haja condições da mesma ser atingida, certa parcela de austenita enclausurada permanecerá (LIANG, PENG, 2008).

O acréscimo de manganês, níquel e vanádio contribuem para a melhora da temperabilidade dos aços bifásicos, bem como, o silício e o carbono que operam em solução com ferro (WATERSCHOOT; VERBEKEN; DE COOMAN, 2006). Além de gerar os efeitos na temperabilidade, esses elementos elevam a resistência da ferrita através de endurecimento, precipitação ou solução sólida, tal como o silício, promovendo uma interferência endurecedora na martensita, que pode sofrer alteração, conforme a taxa de manganês, que amplia a dureza do aço. O nióbio e o vanádio podem ser integrados ao aço, para refinar a microestrutura deste material, gerando um crescimento da resistência mecânica (FORGAS Jr, 2009).

#### **2.5.4- Propriedades mecânicas dos aços bifásicos**

Muitos fatores intrínsecos relacionam-se a microestrutura das propriedades mecânicas dos aços bifásicos, como a parcela volumétrica da martensita, sua morfologia e arranjo, a fração volumétrica da austenita enclausurada, a dimensão média dos grãos, a existência de outros elementos como bainita, perlita e austenita residual, além da sua constituição química. Essas peculiaridades microestruturais são fundamentais para as propriedades mecânicas dos aços *dual phase* (FORGAS Jr, 2009; VUROBI; CINTHO, 2009).

O período ferrítico, contínuo e macio, oferece a ductilidade aos aços bifásicos. Ao ocorrer uma deformação, a tensão se aglomera nas regiões com uma menor resistência da fase ferrítica, ou seja, ao redor das regiões duras, prevalecendo a martensita, elevando a dureza do material, além da taxa de deformação e a

capacidade de alongamento fazer com que o aço bifásico adquira uma resistência mais elevada, contrapondo-se aos aços que possuem as mesmas características (ABDALLA *et al.*, 1999).

Os procedimentos de endurecimento dos aços *dual phase* são significativos para percepção da composição nas características das propriedades mecânicas e da sua microestrutura. A elevada resistência mecânica dos aços bifásicos equipara-se ao montante da resistência mecânica do ferro uniforme e de técnicas de endurecimento em sua microestrutura, como o encruamento ou deformação, solução sólida substitucionais ou intersticiais, tamanho do grão, dentre outros (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

As mudanças microestruturais nos aços bifásicos geram modificações na resistência ao alongamento, na resistência a tração, na dureza e na potência de encruamento. Os aços bifásicos têm como qualidade, boa tenacidade e resistência à fadiga, que se transformam para o seu emprego tanto em peças de segurança quanto na estrutura (MURARI, 2009).

- Dureza

Atualmente é de conhecimento geral que diversas propriedades incluindo a dureza, podem ser definidas em altos padrões de qualidade, por um controle apropriado de fatores específicos como a morfologia dos grãos, tamanho quantidade, composição química. O controle de condições de diversos materiais como a dureza é feito através um tratamento de têmpera no material e sua temperatura limite de austenitização (RIBEIRO, 2006).

Assim, os tratamentos de têmpera são fundamentais para que seja possível desenvolver uma microestrutura de boa qualidade final, influenciando nas propriedades do material analisado. Mas uma microestrutura sem um tratamento adequado pode apresentar defeitos como: falhas e trincas prematuras no material em que foi feito o procedimento. Por conseguinte, quando a elevação de dureza provoca uma fratura frágil, com descontinuidades e baixa tolerância, pouca

deformação ocorre antes da ruptura. A clivagem pode ocorrer normalmente neste tipo de condição, mas sob certas condições outros metais que iriam sofrer fraturas por cisalhamento podem sofrer uma fratura por clivagem, pois a separação da célula unitária surge subitamente, entre as faces de células vizinhas (FILHO, 2011; LIMA et al., 2012).

Uma característica dos aços bifásicos é determinada por possuir uma matriz composta de ferrita com contrações de martensita espalhadas em diferentes regiões e possuindo um percentual de dureza mais elevado do que a matriz ferrita, possibilitando uma boa ductilidade ao material. A baixa dureza da ferrita é relacionada com a presença em solução de traços de carbono e a martensita possui tamanhos de grão muito pequenos, contribuindo para um aumento de tensão interna. (GORNI, 2009).

Para assegurar a estrutura ferrítica-martensítica dos aços *dual phase* é realizada a adição de microligantes, tendo como função dificultar o surgimento de microestruturas diferentes na parte em que ocorre o resfriamento no processo, estruturas que podem ser a bainita, perlita ou austenita retida auxiliam no monitoramento em busca de aperfeiçoar a dureza do material (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008).

Outra condição que atenua a dureza e diminui o surgimento de fraturas é o tratamento de revenimento associado com a têmpera e promovendo o acúmulo de tensões presentes depois desse processo, para aliviar as tensões internas aumentando a ductilidade do material e melhorando a fragilidade proveniente de excessiva dureza e melhoria na resistência ao choque ou impacto (LIMA et al., 2012).

- Tenacidade ao impacto

Por apresentar um maior limite de resistência possui uma maior capacidade de absorver energia, se comparado aos aços convencionais e uma distribuição mais adequada de tensões no processo de deformação, devido a uma alta taxa de

encruamento que esses aços possuem (PEREIRA et al., 2006).

Na figura 6 abaixo é possível observar a energia absorvida conforme o limite de escoamento de aços convencionais comparados aos aços bifásicos, notando-se que os aços *dual phase DP* absorvem mais energia no processo de deformação se comparados aos outros aços, essa capacidade é adquirida, pela eficiência de encruamento, que possui uma microestrutura combinada.

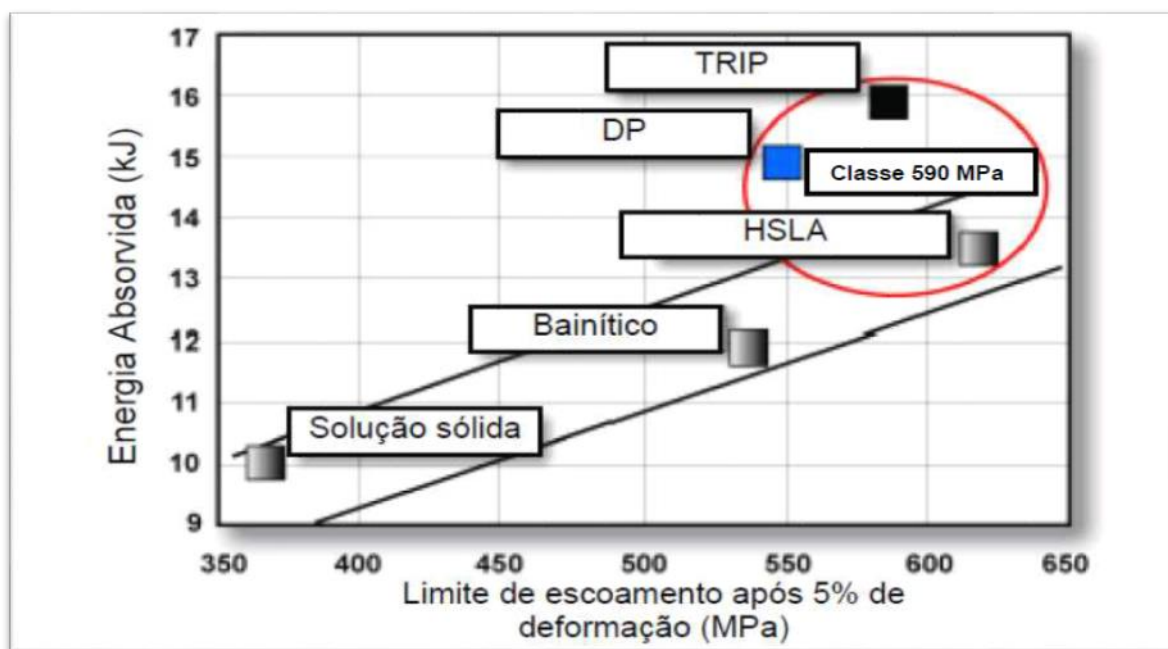


Figura 6: Energia absorvida em função do limite de escoamento, com 5% de deformação  
Fonte: IISI, 2005.

A excelente resistência à fadiga e absorção de impacto nos aços DP são propriedades provenientes da excelente capacidade de encruamento, assim em condições envolvendo acidentes automobilísticos esses aços admitem a absorção de mais energia que os aços convencionais, permitindo uma melhor proteção aos passageiros, transformando o aço bifásico numa importante opção para peças estruturais e de segurança em veículos automotivos, podendo ser utilizados em portas, para-choques, barras transversais e outros componentes. (ARCELORMITTAL, 2012).

Os aços *dual phase*, por possuírem valores de alongamento e resistência mecânica, absorvem grande quantidade de energia, além de serem utilizados em

componentes possuidores de formas complexas, pela alta ductilidade. Dessa forma ainda é possível aplicar uma redução em uma peça fabricada e conseguir um desempenho equivalente ou até superior em comparação aos aços convencionais (FONSECA et al.,2005).

Conforme a figura 7 abaixo, se nota a melhoria da segurança dos veículos com o passar dos anos a partir da aplicação de aços mais leves e resistentes, como é o caso do aço *dual phase*, sendo evidente que ao longo dos anos, os carros testados sofreram uma deformação menor com a colisão, evidenciando maior absorção de energia proveniente dos aços *dual phase* serem leves e resistentes, observando-se que os condutores do veículo também sofriam menos impacto proveniente das colisões. (TAISS, 2010).

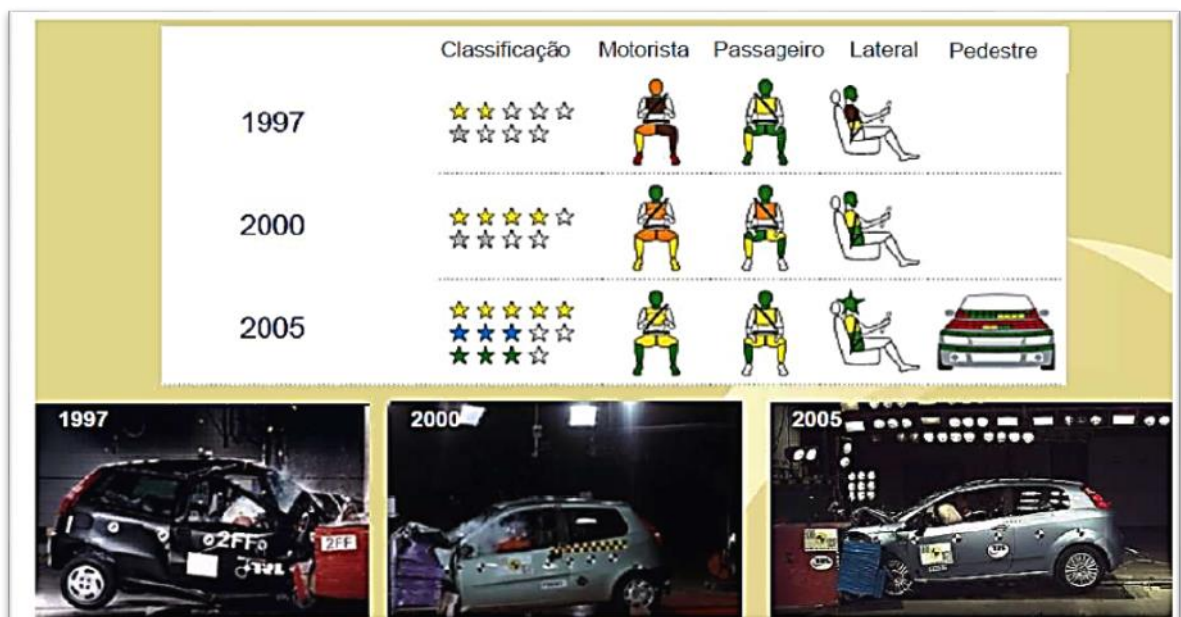


Figura 7: Testes de Impacto

Fonte: <https://www.sicurauto.it/crash-test/euroncap/html>

- Teste com aço DP

Existem dados sobre o comportamento do material que sofreu um ensaio de impacto em relação à fratura dúctil ou frágil, conforme o comportamento do material quando a temperatura do ensaio é arrefecida ou elevada. O tipo de fratura está relacionado com a capacidade de absorção de energia ou a falta de capacidade do

material durante o procedimento (CHAO; WARD; SANDS, 2007).

Uma fratura se denomina dúctil, quando o material absorve maiores deformações sem romper ou ocasionar uma fratura e uma fratura frágil é incapaz de absorver grandes quantidades de energia sem rompimento. Essa quantidade de energia absorvida é conhecida como tenacidade e sua proporção está diretamente ligada a temperatura, definindo o princípio dos ensaios de impacto, sendo o principal meio para determinar uma fratura dos materiais. É importante o conhecimento da tenacidade do material, pois os aços carbono de baixa liga, sofrem uma fratura frágil em temperaturas um pouco menores de 25 °C (FORGAS Jr., 2009).

O principal objetivo na segurança veicular é assegurar que o veículo automotivo tenha capacidade de absorver o máximo de energia possível, caso ocorra um acidente, assegurando uma maior segurança aos passageiros. A matriz ferrítica confere ao aço *dual phase* alta sensibilidade no percentual de deformação. Portanto, quando comparada a microestruturas como perlita, bainita e ferrita a microestrutura apresenta valores mais elevados de absorção dinâmica (QU *et al.*, 2008).

- Tração

Tanto o limite de escoamento quanto a resistência mecânica nos aços bifásicos são duas propriedades que a indústria automobilística anseia adquirir nas suas aplicações. Portanto, quando se eleva a resistência mecânica de um material como o aço bifásico, veículos contemporâneos e com estruturas mais leve serão produzidos e o consumo de combustível será inferior para a locomoção, refletindo num lucro de rendimento (FORGAS Jr, 2009).

O limite de resistência relacionado à tração do aço *dual phase* diversifica com o aumento da quantidade dessa fase, reduzindo sua ductilidade e a parcela volumétrica de martensita, com restrição dos aços finos precipitados na ferrita. Mesmo assim, as propriedades que têm relação com a tração não são unicamente determinadas pela parcela de volume de martensita. Dessa forma, considerando-se

uma porção de volume permanente de martensita, adquire uma melhor associação de ductilidade e de resistência, quando o aço dispõe uma estrutura martensítica mais refinada (LOBRDO, 2010).

Em contrapartida, quando o aço tem uma estrutura martensítica grosseira, existe o risco de ocorrer em uma fratura. Outro paradigma significativo nos aços bifásicos que necessitam da quantidade de martensita é o completo alongamento, conforme o crescimento desta fase, podendo representar em uma queda em sua ductilidade. Sendo os aços bifásicos compostos de duas fases, martensita e ferrita, uma correspondência consegue ser realizada a partir das parcelas destas fases com seu escoamento e resistência mecânica, para entendimento da influência destes princípios no procedimento do aço (LOBRDO, 2010; CALLISTER, 2007).

No ensaio de tração existe a possibilidade de adquirir a curva tensão x deformação de um material por meio da quantidade de carga aplicada em corpo de prova e seu alongamento. A figura 8 a seguir indica uma curva tensão x deformação ligada ao desempenho de um corpo de prova sob o ensaio de tração, descrito pelos estágios 1 a 4.

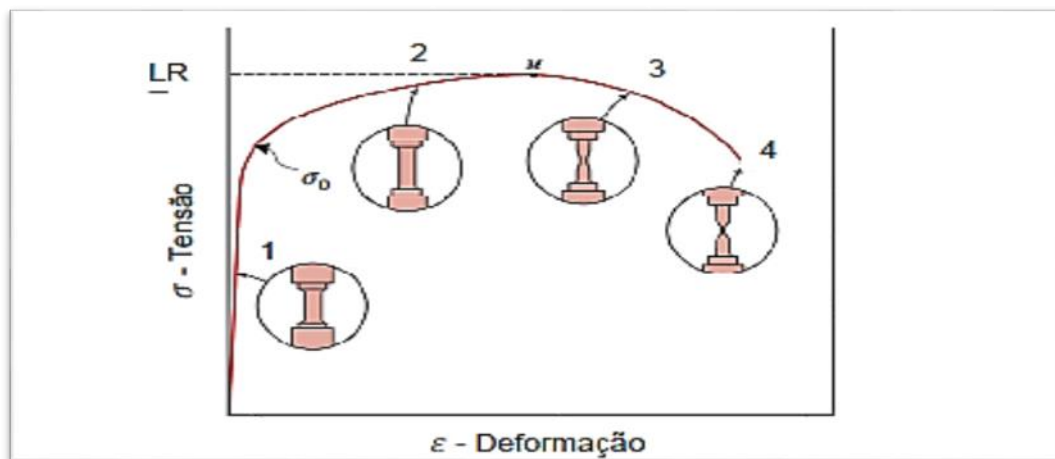


Figura 8: Curva tensão versus deformação de engenharia  
Fonte: CALLISTER, 2007.

Na análise da curva adquirida pelo ensaio de tração, verifica-se que o corpo de prova na situação 1 está localizado na fase elástica, onde a tensão é, de forma linear, harmônica à deformação. O corpo de prova passa por uma deformação plástica generalizada, ocorrendo elevação da carga até o valor correspondente ao

limite de escoamento ( $\sigma_0$ ). O corpo de prova na condição 2 está deformado permanentemente, mesmo havendo uma discreta restauração elástica no aço deformado. Já o crescimento do encruamento do material ocasiona, na máquina de ensaio de tração, mais tensão, para elevação à deformação plástica no corpo de prova. Conforme o corpo de prova se alonga, sua área transversal diminui ao longo de seu corpo útil. No começo do ensaio, o encruamento atinge o fornecimento da redução da área da parte retilínea do corpo de prova, conforme o estágio 3 e consequentemente, existe a constituição do que é chamado de “pescoço” no corpo de prova na situação 4 que se afinará, arrefecendo a seção da reta ligeiramente, o que faz com que a carga provoque a deformação no corpo de prova e a tensão de engenharia diminua até o rompimento efetivo do material que está sob ensaio (DOWLING, 1999; LAURITO, 2010).

É possível observar o comportamento do aço DP em comparação ao HSLA submetidos a um ensaio de tração, na figura 9. Tanto o aço bifásico, assim como o aço microligado apresentam uma grande deformação, porém no ensaio do aço DP há ausência do patamar de escoamento e alto limite de resistência.

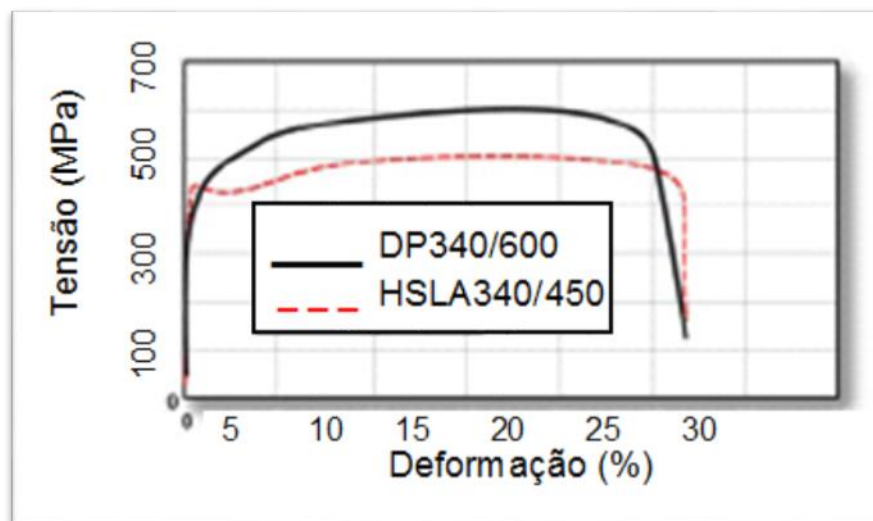


Figura 9: Curvas tensão versus deformação do aço bifásico e microligado  
Fonte: CASTRO, 2010

- Soldabilidade do aço Dual Phase

Devido a teores de carbono pequenos e baixos percentuais de elemento de liga o aço *Dual Phase* disponibiliza uma boa soldabilidade, essas características e a

presença de teores pequenos de enxofre e fósforo, proporcionam um arrefecimento em defeitos ocasionais na soldagem como trincas de hidrogênio e de solidificação (ROCHA, 2014). Os aços bifásicos podem ser soldados por todos os processos de soldagem, mas para não ocorrerem trincas de hidrogênio, processos que disseminem teores pequenos de hidrogênio são mais recomendados (KOU, 2003 *apud* ROCHA, 2014).

A alteração de propriedades mecânicas ocorridas durante o processo de soldagem age diretamente nas características e propriedades em geral, exibindo uma resistência superior a tração e diminuição da ductilidade ocasionada por porções maiores das fases mais duras (ROCHA, 2014).

## **2.6- Processos de Fabricação dos Aços DP 340/600 e HSLA 340/450**

### **2.6.1- Aciaria**

Processo cujo desígnio é a produção do aço, com a composição química combinada às necessidades de sua utilização e temperatura de lingotamento contínuo. A finalidade deste processo é acertar as quantidades de carbono em intensidade necessária para adquirir as características pretendidas, além da redução para níveis admissíveis. Existem duas fases neste processo são elas: refino primário e secundário.

- Refino Primário

Este processo se inicia com a pesagem da gusa líquido (transportado dos altos fornos via carros-torpedos), e simultaneamente com a pesagem da sucata sólida que irão compor a carga metálica do conversor, como mostrado na figura 10 abaixo:



Figura 10: Carregamento de sucata

Fonte: (<http://docplayer.com.br/docs-images/40/11856949/images/25-0.jpg>)

Após a pesagem da gusa, o mesmo pode ser transferido em painéis para as estações de escumagem onde a escória oriunda dos altos fornos é removida. Após a escumagem a gusa é transferida para o conversor que, já se encontra com a sucata sólida carregada, conforme exposto na figura 11 abaixo:



Figura 11: Carregamento de gusa

Fonte: [https://viga.ind.br/produto/panela\\_de\\_gusa\\_escoria\\_siderurgia\\_caldeiraria](https://viga.ind.br/produto/panela_de_gusa_escoria_siderurgia_caldeiraria)

Após o carregamento da sucata e da gusa líquida no conversor inicia-se o sopro de oxigênio, com alta pureza e velocidade supersônica, através de lança e pelo topo. Simultaneamente são injetados, pelo fundo do conversor, gases inertes para homogeneização do metal líquido, enquanto materiais escorificantes são adicionados para a remoção de impurezas. Após o término do sopro, retira-se uma

amostra para conhecimento da composição química, medindo-se a temperatura do aço. Havendo necessidade, ações corretivas são realizadas, atingindo-se as condições objetivadas o aço, que é vazado em panelas que servirão de transporte do mesmo, para o lingotamento contínuo.

Atualmente, 75% do aço processado em aciarias são pelo processo a oxigênio, 24% em aciarias elétricas e 1% por outros processos. As aciarias a oxigênio prevalecem na produção de aços, já os aços longos são produzidos em aciarias elétricas. Os processos de metalurgia de panela complementam a operação de fornos elétricos e conversores, garantindo mais qualidade e precisão. Em torno de 96% dos aços produzidos no mundo são por meio de lingotamento contínuo, estando o uso do lingotamento estático e circunscrito a fundições e raras aciarias especialistas.

- Processos pneumáticos de aciaria

Foi observado por Henry Bessemer, no século XIX, que o oxigênio possui capacidade de oxidar as impurezas antes do ferro, e a impurezas do ferro gusa contidas no processo promovem calor suficiente, chegando à temperatura de vazamento sem nenhuma fonte externa de calor, assim foi patenteado o conversor, em 1856. (COSTA E SILVA, 2010).

Os processos pneumáticos de conversão ocorrem quando o ar ou oxigênio puro é injetado sob a pressão sobre a superfície do ferro gusa líquido, ou por ventaneiras submersas, para a produção do aço. A escolha entre o ar e o oxigênio puro é proveniente da composição química do nitrogênio, que é absorvido parcialmente pelo aço, transformando-se numa impureza indesejada, já o oxigênio puro não gera este problema (COSTA E SILVA, 2010).

Esse processo é rápido e sua fonte de calor é proveniente da oxidação do silício, carbono, ferro e manganês contidos na gusa, dispensando outras fontes de energia, fazendo com que os conversores pneumáticos representassem 65% da

produção mundial de aço no início do século XXI (COSTA E SILVA, 2010).

- Conversor LD (BOF – Basic Oxygen Furnance)

Além de se transformar em impureza no aço, o nitrogênio que servia para refrigeração limitava a quantidade de sucata que seria inserida para fundição nesses conversores. Os altos preços e a dificuldade de obtenção do oxigênio puro em grandes quantidades enfrentados foram resolvidos por Bessemer após o encerramento da Segunda Grande Guerra Mundial. Esse processo consiste em soprar o oxigênio, por cima do banho, numa lança feita de cobre e com refrigeração à base de água (COSTA E SILVA, 2010).

Com o aumento de produção e a rapidez do processo, os computadores controlam os conversores por modelos matemáticos, calculando algumas variáveis como o volume do oxigênio a ser soprado e a quantidade de sucata a ser adicionada. Na quantidade certa, obtida através dos cálculos, o ferro gusa em seu estado líquido e a sucata é carregado pela boca do forno basculado, após retorna à posição vertical para que a lança possa abaixar e iniciar o sopro, ao mesmo tempo em que são adicionados os formadores de escória necessários (COSTA E SILVA, 2010).

Estudos indicam que a alta velocidade das reações de refino no conversor LD é realizada pela emulsão gás-metal-escória formada no sopro. A grande quantidade de energia proveniente do sopro em direção ao metal atrai uma parte do metal para essa emulsão, pela elevada relação entre o volume do metal e a área de interface, as reações ocorridas no refino são num menor período de tempo. (COSTA E SILVA, 2010).

Na redução do carbono, as gotas descem para o banho modificando sua composição média e se homogeneizando com a repetição desse ciclo, obtendo-se um progresso do refino. Pela alta basicidade da escória e sua afinidade com o oxigênio, afirma-se que o silício é quase oxidado antes do teor de carbono do banho arrefecer. Conforme a altura da lança e regulagem da vazão de oxigênio se controla

o progresso do refino e a oxidação da escória. Com o término do sopro, afere-se a temperatura, sendo retirada uma amostra para o laboratório químico, com intuito de analisar o banho. Caso a análise e o controle do processo não sejam feitos eficientemente, pode ocorrer estarem fora da faixa de temperatura e da composição química relacionada ao vazamento (COSTA E SILVA, 2010).

Ao ser apresentada temperatura muito baixa, realiza-se um novo sopro de curta duração, mas se for constatada temperatura acima do desejado, adiciona-se sucata e/ou calcário, que comprometem não só a produtividade, como a qualidade do aço em produção. Estes problemas podem ocorrer, geralmente, pelo processo não se equilibrar termodinamicamente, mas as técnicas de instrumentação, como a análise do gás de exaustão, admitem a obtenção de dados relativos à composição química e temperatura, sem a necessidade de bascular o forno, permitindo ajustes finais nos modelos de controle de sopro e melhorando a produtividade do conversor, reduzindo, assim, a necessidade de um novo sopro ou a adição de elementos refrigerantes. (COSTA E SILVA, 2010).

Estando temperatura de vazamento e composição química dentro do desejado, o forno é basculado no sentido contrário ao de carregamento e da corrida vazada pelo orifício, mas, antes da próxima corrida, existe a necessidade de se vazarem a escória no pote de escória. (COSTA E SILVA, 2010).

- Conversor Q-BOP (Quick-Basic Oxygen Process)

Outro sistema de produção a oxigênio, menos comum, é um processo de baixo custo conhecido como Q-BOP (BOP rápido e silencioso) na América do Norte e OBM (*Oxygen bodenblasen Maxhütte*, ou forno de sopro de fundo de oxigênio) na Europa. Neste sistema, o oxigênio é injetado com cal através de bocais encontrados no fundo do vaso. As *tuyeres* são dois tubos concêntricos com oxigênio e cal introduzidos através do tubo interno e um hidrocarboneto como o gás natural é injetado através de um anel externo. A decomposição endotérmica (absorção de calor) do hidrocarboneto próximo ao banho fundido resfria as ventaneiras, protegendo o refratário adjacente. Existe outra variação, que conseguiu grande

aplicação em fornos *top-blown* é a injeção de gases inertes no banho fundido através de blocos permeáveis no fundo do recipiente com a finalidade de acrescer as reações químicas (<https://www.britannica.com/technology/basic-oxygen-process>).

- Forno elétrico

Existem diversos modelos de fornos, que utilizam energia como fonte para o aquecimento do metal, porém, os mais utilizados são o forno de indução e o forno a arco, tendo em vista, que o emprego de escória no forno de indução é difícil, esses fornos são mais empregados em fundições, deste modo, os fornos a arco são 100% da quantidade encontrada em aciarias elétricas (COSTA E SILVA, 2010).

O forno elétrico a arco é um dos instrumentos mais versáteis na área de produção de aço, pela alta eficiência energética, permitindo operações intermitentes e rápidas mudanças na produção em escalas de até centenas de toneladas, pela versatilidade em relação à carga, pode ser operado com 100% de carga sólida, permitindo a produção da maioria dos tipos de aço, por seu controle do aquecimento independente de reações químicas. (COSTA E SILVA, 2010).

- Refino Secundário

Antes de enviar a panela para o lingotamento contínuo, ajusta-se a composição química do aço, conforme a especificação desejada pelo cliente. Este ajuste é realizado nos setores chamados de metalurgia de panela e pode possuir três rotas distintas, conforme exposto no quadro 9 abaixo:

Quadro 9: Rotas dos setores da metalurgia de panela

<b>Primeira rota:</b>	O aço é tratado na panela após o vazamento sob o conversor, em estações, permitindo o ajuste da composição química, temperatura e a homogeneização do produto. Após a confirmação da análise química e da temperatura, a corrida é enviada para o lingotamento contínuo.
<b>Segunda rota:</b>	O aço é pré-tratado sob o conversor, sendo enviado para estações de tratamento (estações de borbulhamento de argônio), situadas próximas às máquinas de lingotamento contínuo, onde são ajustadas a temperatura e a composição química e a panela é enviada com destino à máquina de lingotamento contínuo.
<b>Terceira rota:</b>	É o caso do aço especial, que é pré-tratado sob o conversor e enviado para o forno panela e o desgaseificador a vácuo (RH). No forno panela o aço é

	aquecido por uma corrente elétrica, enquanto sua composição química é ajustada pela adição de ferro-ligas. Este processo é utilizado para graus de aço com grandes adições de ligas e baixos níveis de enxofre. No desgaseificador a vácuo, o aço líquido é tratado sob o vácuo possibilitando um alto grau de limpeza interna e o atingimento de teores finais de carbono impossíveis de se obter com os outros tipos de tratamento. Após o ajuste de temperatura e composição química nestes equipamentos, a panela é enviada para o lingotamento contínuo.
--	---

Fonte: Usina siderúrgica

- Forno panela

É o processo mais utilizado na produção dos aços estruturais, esse processo representa aços com elevado volume de adições e homogeneização da composição química e ainda limpeza do aço. São dois tipos de aplicações: em aços com quantidade de adições > 2,0T e aços com teores de enxofre < 0,010%.

Caracteriza-se pelo sopro de gás inerte para homogeneização da composição química, ajudando na flotação das inserções de partes não metálicas que estão presentes no aço líquido. Esse processo possui adições de Fe-ligas em fios, com maior precisão e melhores resultados de rendimento, possuindo flotação das inclusões que promove a melhoria de limpeza do aço. Pode ser aplicado em aços comerciais com percentuais de C > 0,04 % e < 0,24 %.

- Estação de borbulhamento

Em relação aos aços que serão experimentados, o aço 2606<sup>o</sup> HSLA 340/450 passa pela rota EB (estação de borbulhamento de argônio), que é uma rota de refino secundário simples, tendo como função a homogeneização térmica e química da corrida. Uma deficiência desta estação é não ser possível aquecer a corrida, limitando as adições de elementos de liga. Nesta estação existem pequenos acertos e adições de elementos e de temperatura para baixo, ou seja, resfriamento da corrida. A figura 12 abaixo mostra a estação de borbulhamento:



Figura 12: Estação de borbulhamento

Fonte: <http://aciarianews.blogspot.com/2012/12/desgaseificadores-vacuo-rh.html>

O material com grau 5212<sup>o</sup> DP 340/600 percorre pelo fluxo de forno panela, aquecendo a corrida por efeito Joule através da escória, permitindo, assim, a adição de grandes quantidades de elementos de liga. Além disso, a adição de argônio é realizada por baixo da panela através do plugue de argônio (já na EB é utilizada uma lança por cima, menos eficiente). Este aço caracteriza-se pela grande adição de ferro liga rica em Mn. A figura 13 mostra abaixo o forno panela:



Figura 13: Forno panela

Fonte: <http://aciarianews.blogspot.com/2012/12/forno-panela-lf.html>

## 2.6.2 - Lingotamento contínuo

Processo onde o aço líquido se torna um item sólido – blocos, tarugos, placas, *beam blanks* – que iniciarão os produtos finais, que posteriormente, através da laminação a quente e a frio. A figura 14 abaixo apresenta o lingotamento contínuo:



Figura 14: Lingotamento contínuo

Fonte: <https://www.rijeza.com.br/blog/aspersao-termica-na-siderurgia-lingotamento-contínuo-e-rolos-de-processamento>

- *Máquina de lingotamento*

Nesse processo as panelas são posicionadas sobre bacias intermediárias, chamadas distribuidoras, vertendo o aço para moldes refrigerados oscilantes. Desses moldes o aço sai solidificado, sendo tracionado para corte no comprimento desejado, ou seja, no lingotamento contínuo o aço líquido vaza por um orifício no fundo da panela, escorrendo por um distribuidor com tampão, que ao ser aberto, o material passa por um tubo de condução, acessando o molde e quando o aço líquido sai do molde no final do descurvamento, conforme mostrado na figura 15 abaixo:



Figura 15: Final do desencurvamento da máquina de corte de placas

Fonte: <https://portuguese.alibaba.com/product-detail/billets-blooms-slabs-making-multi-strands-continuous-casting-machine-for-molten-steel>

- Máquina de corte de placas

As dimensões típicas para as placas são de espessuras de 150 a 350 mm e as larguras de 900 a 2000 mm. Para blocos, seções quadradas e redondas entre 250 e 600 mm. Em tarugos, seções quadradas de 120 a 150 mm. O corte é feito por maçaricos a gás que acompanham o veio executado e o corte transversal no comprimento desejado.

### 2.6.3- Laminação a quente

O procedimento de laminação a quente tem como objeto, primeiramente, a conformação dos lingotes feitos de aços. O aumento da temperatura de trabalho que consequentemente provoca a diminuição da resistência mecânica e, além disso, gera a redução na energia precisa para a deformação e aumento da ductilidade. Esse procedimento ocorre em uma temperatura acima da indicada para a recristalização do material (50% da temperatura do ponto de fusão).

Esse regime de produção tem por finalidade transformar as placas de aço mais espessas em bobinas de aço com baixas espessuras. O laminador de tiras a quente (conhecido como LTQ) é formado por duas zonas: a zona de reaquecimento

de placas e a zona de laminação propriamente dita. Um LTQ também é formado por vários equipamentos como o forno de reaquecimento das placas; e na área de laminação temos o laminador de desbaste, seção de acabamento, estágio de resfriamento e bobinadora.

Esse processo consiste tradicionalmente em primeiro atravessar com as placas através da área de reaquecimento, ou seja, placas de aço são enfiadas no forno de reaquecimento, e após isso, são processadas na área de laminação. Em seguida, passa por cilindros grandes, que a comprimem de forma a diminuir sua espessura. A figura 16 abaixo apresenta um diagrama esquemático de um laminador de tiras a quente:

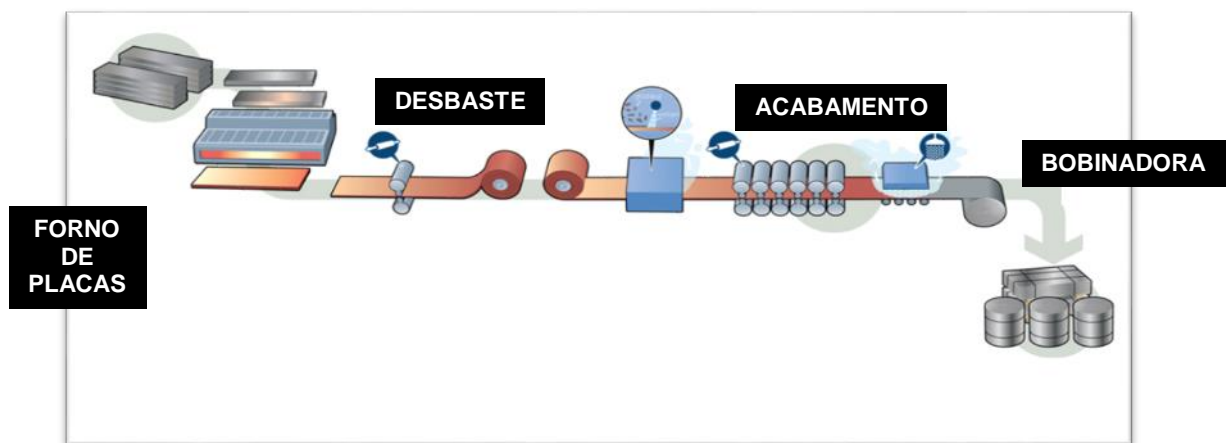


Figura 16: Diagrama esquemático de um laminador de tiras a quente

Fonte: [http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0103-17592007000100006](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0103-17592007000100006)

- *Fornos de reaquecimento de placas*

Nos fornos placa, a temperatura de extração é  $> 1150^\circ$  esse equipamento tem a finalidade de aumentar e homogeneizar a temperatura da placa até atingir uma temperatura suficiente para a laminação de acabamento e dissolver fragmentos formados tanto após o lingotamento quanto durante o resfriamento da placa.

No reaquecimento ocorrem a austenização da matriz da placa, o crescimento de grão e a dissolução dos precipitados, visto que, neste é possível controle durante processamento termomecânico.

São quatro fornos tipo *walking beam* (vigas caminhantes), divididos em sete zonas de aquecimento por chama direta, podendo ser queimados gás de coqueria ou gás natural, exceto nas duas últimas, onde só é queimado gás natural.

A figura 17 abaixo exibe uma placa após ser processado no forno de reaquecimento:



Figura 17: Placa após o reaquecimento no forno de placas  
Fonte: <http://www.acobrasil.org.br/site2015/processo.html>

Os laminadores de tiras a quente normalmente são construídos com um ou dois fornos, acrescentando mais fornos até que a capacidade de aquecimento seja superior à capacidade de laminação. Alguns laminadores enrolam o esboço em *coil box* entre o desbaste e o acabamento, visando reduzir o comprimento total da linha.

- Desbaste

Após o processamento no forno de reaquecimento, a placa de aço aquecida a uma temperatura precisa para ser submetida ao processo de laminação, ou seja, irá para a zona de laminação propriamente dita.

O laminador de desbaste é formado, regularmente, por uma cadeira de cilindros de laminação, no qual faz a redução da bitola da placa de aço aquecida, produzida na saída do forno de reaquecimento, de alguns milímetros (de 200 a 250

mm é a média que é utilizada na maioria das usinas siderúrgicas pelo mundo) para valores de 20 a 40 mm (também são números comumente praticados nas siderúrgicas do mundo), convertendo-a em uma chapa grossa aquecida. Além do processo de desbaste reduzir a seção da placa, também são diminuído os vazios que possam ocorrer na solidificação, melhorando as propriedades mecânicas. Existem quatro cadeiras de laminação de desbaste, sendo as três últimas de laminadores quádruplos conjugados com laminadores verticais antes dos horizontais. A primeira cadeira é composta por um laminador vertical isolado e um laminador duo horizontal, onde há um pirômetro. A segunda cadeira é reversível. Após a quarta cadeira, há um pirômetro e um medidor de largura. A figura 18 abaixo mostra uma placa desbatada:



Figura 18: Placa desbastada

Fonte: <http://www.acobrasil.org.br/site2015/processo.html>

- Acabamento

O acabamento objetiva garantir dimensões, assegurar as características microestruturais e mecânicas que se deseja obter no produto final laminado. A temperatura no acabamento varia entre 830 a 950°C. No decorrer dos passes de laminação promove a recristalização, este fenômeno acontece por causa da energia armazenada no período da deformação no material que alcança um determinado nível, que necessita basicamente, do material e da temperatura, promovendo a nucleação de novos grãos ainda não deformados. Além de eliminar o acréscimo de resistência conjugado ao encruamento, a recristalização gera novos grãos. A figura 19 demonstra as transformações ocorridas nos grãos de uma chapa ao sofrer

recristalização no decorrer de um passe de laminação a quente.

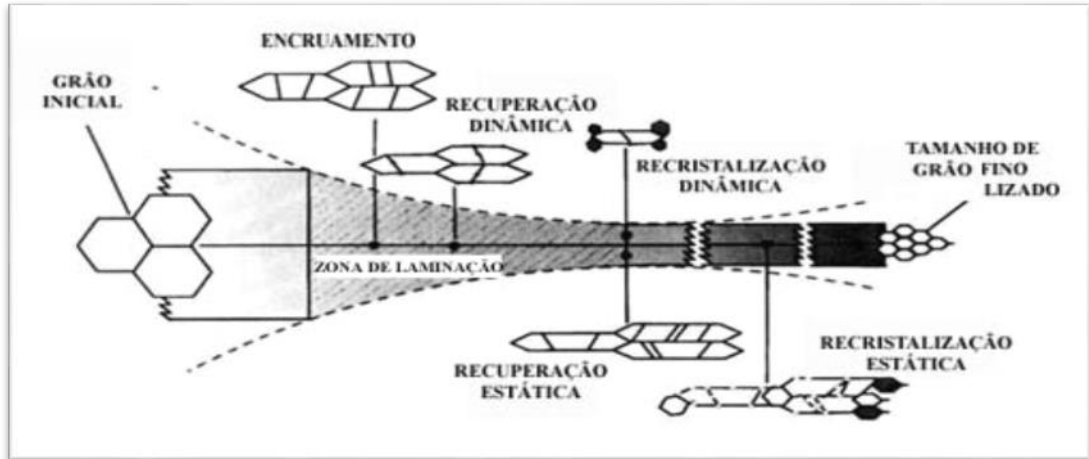


Figura 19. Etapas de recristalização dos grãos durante a laminação a quente  
Fonte: [www.cimm.com.br](http://www.cimm.com.br). Consultado em Março/2009.

A laminação de acabamento possui sete cadeiras de laminadores quádruplos de acabamento, conjugadas em um trem laminador com controle automático hidráulico de espessura. A figura 20 a seguir ilustra a fase de laminação de acabamento:



Figura 20: Entrada do laminador de tiras a quente fase acabamento  
Fonte: <https://www.primetals.com/pt/portofolio/laminacao-a-quente-de-planos/laminador-de-tiras-a-quente/>

Após o *input* das dimensões de entrada e saída do material, as reduções de cada cadeira são calculadas pelo próprio equipamento. Na entrada do trem de

acabamento, há uma tesoura de pontas que se movimenta juntamente com a chapa eliminando as pontas das chapas, que possuem formatos e dimensões irregulares.

Da segunda até a quarta cadeira, há um sistema de *roll shifting*, permitindo um deslocamento horizontal dos cilindros de trabalho, para correção do perfil final da chapa.

Na sexta e sétima cadeira, há o sistema de *roll bending*, para adequação do aplainamento do material, o que é conseguido alterando-se o distanciamento entre os cilindros de encosto e de trabalho, aumentando ou diminuindo a coroa do cilindro de trabalho.

A figura 21 abaixo expõe as sete cadeiras de laminação com seus referentes cilindros dispostas concomitantemente com a chapa sendo reduzida:

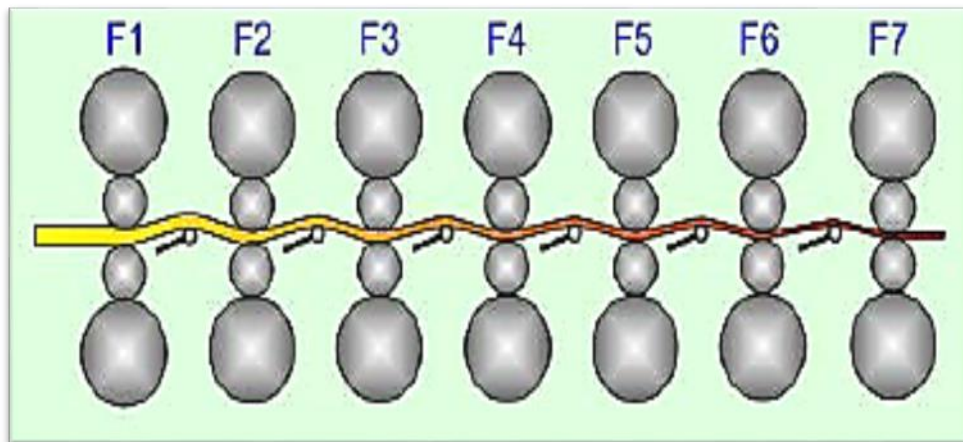


Figura 21: Sete cadeiras do laminador de tiras a quente

Fonte: <http://www.dema.ufscar.br/termomec/index.php/teses/10-conteudo/43-simulacao-da-laminacao-de-tiras-a-quente>

- Estágio de resfriamento

O produto final tem as suas características mecânicas através de resfriamento controlado, contribuindo para a temperatura, ou seja, chuveiros de água com vazões monitoradas garantem as temperaturas especificadas para bobinamento e características desejadas ao produto final. Antes da seção de resfriamento há um pirômetro, um medidor de espessura de raios X, um perfilômetro e um medidor de

largura. Taxas de resfriamento altas após a laminação proporcionam o refino da dimensão de grão ferrítico da chapa laminada a quente. Após o resfriamento a chapa laminada é bobinada e obtemos um material denominado bobina a quente (BQ).

A seção de resfriamento é composta de catorze bancos, que resfriam o material com um escoamento laminar de até 12.000 m<sup>3</sup> de água sobre as superfícies da tira.

A figura 22 abaixo mostra a seção de resfriamento:



Figura 22: Seção de resfriamento

Fonte: <https://www.primetals.com/pt/portofolio/lingotamento-continuo-e-laminacao-sem-fim/arvedi-esp/>

- *Bobinadoras*

São bobinadoras pneumáticas que tratam termicamente o produto na faixa de 550° a 750°C. Antes das bobinadoras, há um pirômetro, para confirmação da temperatura de bobinamento.

O peso das bobinas produzidas é limitado pelas bobinadoras, cujas capacidades são de 42 toneladas, não podendo seu diâmetro externo ultrapassar 2286 mm. Há uma taxa de aceleração quando o material toca a bobinadora, as taxas de aceleração permitem iniciar o processo mais lentamente, aumentando a

velocidade após o processo adquirir estabilidade. A figura 23 mostra a uma bobina sendo enrolada na seção de bobinadora:



Figura 23: Bobinadora

Fonte: <https://www.primetals.com/pt/portofolio/laminacao-a-quente-de-planos/laminador-de-tiras-a-quente/>

Após o procedimento de laminação a quente, as bobinas quentes são armazenadas completando o resfriamento, para seguir em processo de decapagem.

#### **2.6.4 Decapagem ácida**

O processo de decapagem ácida dos aços baseia-se principalmente na remoção da camada de óxidos (carepa), constituída sobre a superfície metálica das tiras laminadas a quente, através da atuação do solvente de uma solução ácida dissolvida a temperaturas entre 80°C e 90°C. Dessa forma, viabilizando a laminação a frio de alta produtividade e qualidade.

A limpeza é feita por imersão em solução de ácido clorídrico (HCl), que é recirculada numa unidade de recuperação de ácido, regenerando o ácido e gerando um subproduto sólido (óxido de ferro).

A figura 24 abaixo apresenta um diagrama esquemático do processar de linha de decapagem ácida:

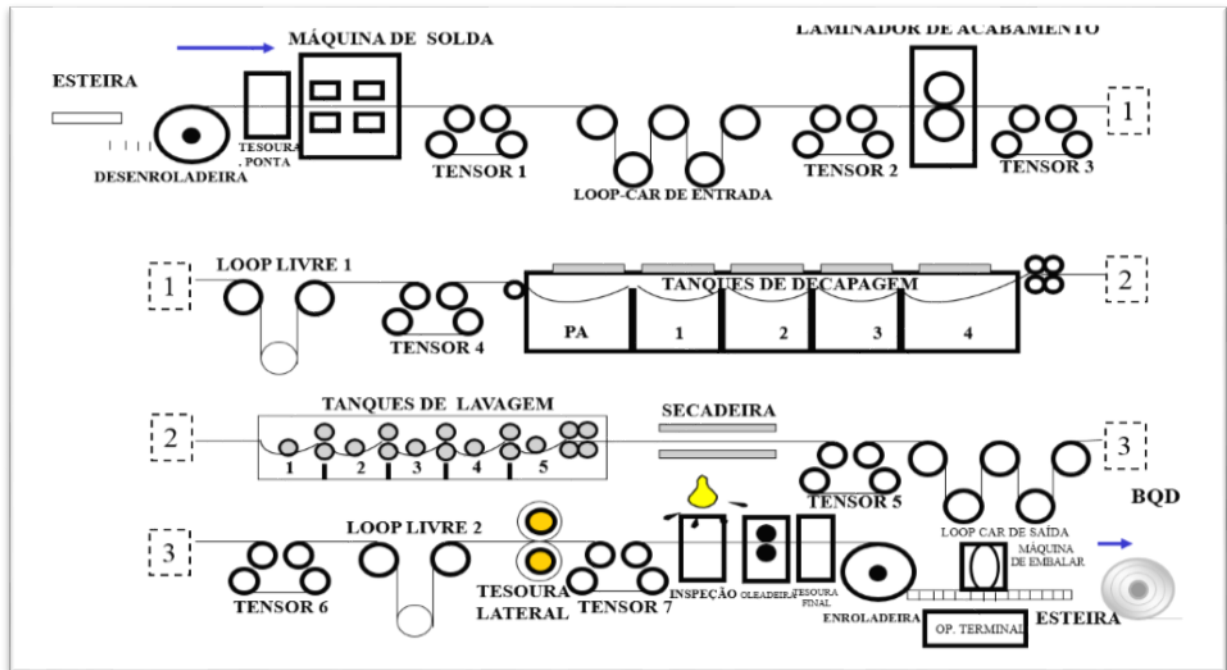


Figura 24: Diagrama esquemático do processo de decapagem ácida

Fonte: <https://www.primetals.com/pt/portofolio/processamento/linhas-de-decapagem/>

A linha é dividida em três seções basicamente: seção de entrada, central e saída.

- Seção de entrada

Na seção de entrada podemos destacar a desempenadeira tensora ou rolo quebrador de carepa. Antes do processo de decapagem ácida propriamente dito, a tira a quente passa pela desempenadeira, que através da deflexão e/ou tensionamento da tira, provoca pequenas fragmentações nessas camadas superficiais de óxidos. Essas fragmentações proporcionam a penetração do ácido nas camadas de carepa favorecendo o processo posterior de decapagem ácida.

- Seção central

A limitação de velocidade do processo se encontra na seção central, pois a velocidade de processamento pode variar de 61 a 381 m/min, sendo composta por rolos corretores. São cinco tanques de decapagem e tanques são constituídos de chapas de aço de 10 mm revestidos com borracha vulcanizada no interior, protegida

de abrasão por duas camadas tijolo anti-ácido, unidas por cimento anti-ácido. Os tanques são dotados de um sistema de exaustão não deixando os vapores ácidos escaparem para o meio ambiente. As cadeiras corretoras evitam a passagem de solução ácida para os cinco tanques de lavagem. A figura 25 mostra um esquema do aço com carepa com três camadas de óxido de ferro:



Figura 25: Aço com carepa

Fonte: <http://vega.arcelormittal.com/produtos/acos-laminados-quente-decapados>

- Seção de saída

Após a remoção da carepa, há uma melhora significativa na superfície da tira e, em seguida, a tira decapada é oleada com a finalidade de impedir uma oxidação posterior, assim como a lubrificação para aprimorar a eficácia da produção de laminação a frio.

### 2.6.5. Laminação a frio

Os laminadores a frio processam de acordo com a mesma metodologia dos laminadores a quente, exceto a deformação que se dá à temperatura ambiente. Trata-se de um processo capaz de produzir tiras de aço em espessuras bem abaixo de 1 mm, em passes sucessivos. Aplicado tensão de tração na tira para reduzir a carga de compressão necessária, utilizando-se lubrificação no processo por emulsão refrigerante de óleo especial em água, com temperaturas em torno de 40°C.

A figura 26 a seguir mostra o laminador de tiras a frio:

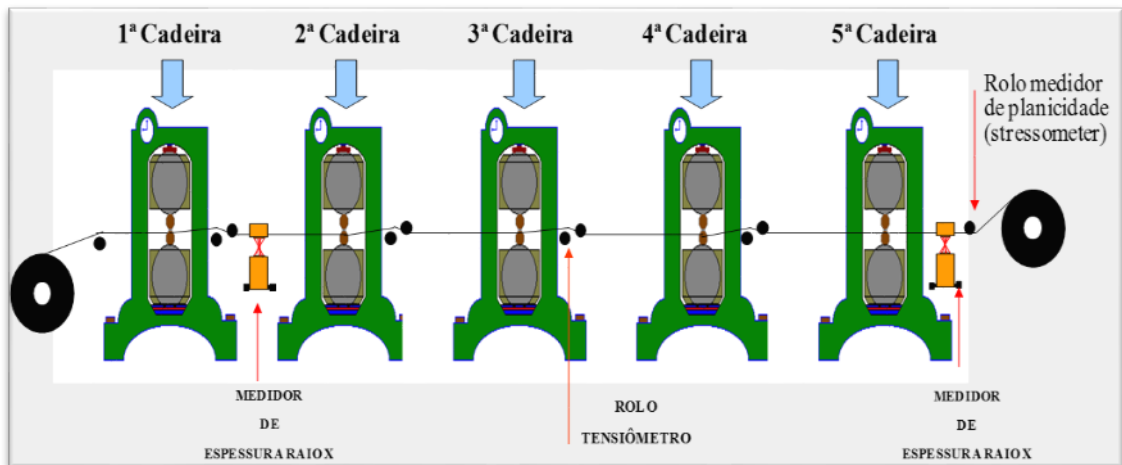


Figura 26: Representação esquemática do laminador de tiras a frio

Fonte: <https://www.researchgate.net/figure/>

É um processo de deformação plástica rigorosa, provocando modificações na microestrutura da tira com alteração na sua dureza, limite de escoamento e ductilidade. Esse equipamento, sujeita à bobina a quente decapada (BQD), a reduções em sua espessura que alternam de 60 a 90%, concedendo ao aço característica superficial e um elevado nível de encruamento pelas modificações em sua microestrutura. Devido a esta alteração micro estrutural é necessária a produção em linhas de recozimento, para recuperação das propriedades mecânicas modificadas no processo de laminação a frio.

A figura 27 abaixo apresenta um diagrama esquemático do laminador de tiras a frio:

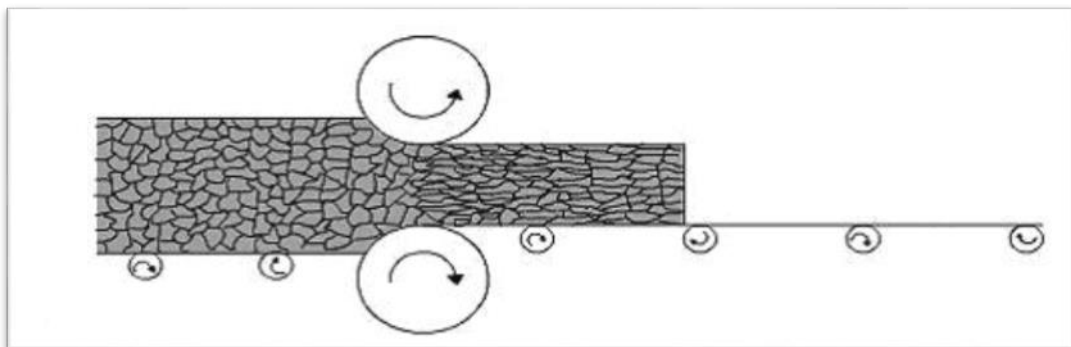


Figura 27: Representação da deformação dos grãos ocorridos durante etapa de deformação a frio

Fonte: <http://www.ufrgs.br/ldTM/possibilidades/laminacao/laminacao.htm>

O produto é a bobina *full hard* (BFH), precisando ser recozida para recuperação da a plasticidade perdida por encruamento, sendo necessária em quase todos os campos de aplicação prática na indústria.

### 2.6.6 Galvanização ou zincagem

Consiste no revestimento da tira de aço com uma fina camada de um metal mais reativo, aumentando a durabilidade do produto e retardando a corrosão. Na construção civil e na indústria automobilística, o uso de aço galvanizado é uma exigência básica na maioria das aplicações.

A linha de galvanização ou contínua representada na figura 28, dispõe de uma composição com todos os recursos tecnológicos considerados precisos para produção de chapas revestidas com zinco puro ou ligas de zinco.

A figura 28 abaixo apresenta um diagrama esquemático do linha de zincagem contínuo:

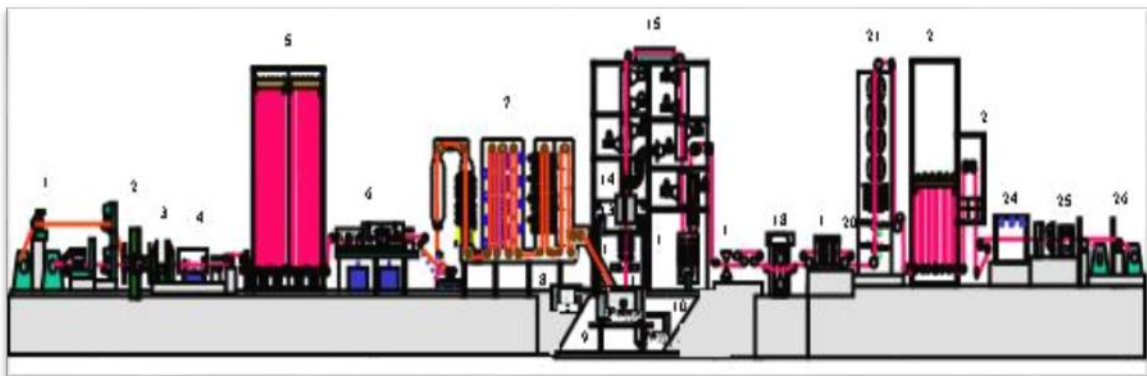


Figura 28: Representação esquemática da linha de galvanização.

Lay-out de uma moderna Linha de Galvanização Contínua por Imersão a Quente e seus principais equipamentos. 1-Desenroladeiras; 2-Máquina de solda; 3-Entalhador; 4-Pré-limpeza; 5-Acumulador de Entrada; 6-Limpeza eletrolítica; 7- Forno de reaquecimento; 8-Pote de pré-fusão; 9-Pote de liga 55%Al-Zn; 10- Pote de Zn; 11-Navalha de ar; 12-Pré-cooler; 13-minimizador de cristais; 14-Resfriador;15-Torre de resfriamento; 16-Quench tank; 17-Medidor de espessura; 18-Laminador de encruamento; 19-Estiradeira por tensão; 20-tratamento químico; 21-Torre de cura; 22-Acumulador de saída; 23-Inspeção vertical; 24-Inspeção horizontal; 25-Oleadeira; 26-enroladeiras.

Fonte: <http://www.icz.org.br/curso-galvanizacao-a-fogo-fundamentos-e-inspecao.php>

- Seção de Entrada

Na seção de entrada ocorre o desbobinamento da bobina laminada a frio e a seguir é removido da superfície da tira o excesso de resíduo de óleo e sujeira provenientes do processo de laminação a frio através da intervenção subsequente dos seguintes agentes de limpeza:

Quadro 10: Agentes de Limpeza

Limpeza química:	Ocorre quando se passa a tira por uma solução de desengraxante alcalino, diluído com água (75°C) contido na superfície da tira
Limpeza eletrolítica:	São utilizados dois eletrodos de aço que promovem uma corrente elétrica por meio de uma solução aquosa entre as superfícies da tira e os eletrodos. Removendo resíduos aderidos na superfície da tira
Limpeza por ação mecânica:	Após a limpeza eletrolítica a tira passa por rolos que possuem escovas ao longo de sua face e por uma seção de lavagem

Fonte: LINS, 2008.

- Seção de Processo

Os equipamentos desta seção são: Forno de recozimento, Pote de zinco, Torre de resfriamento, Sistema de controle de revestimento de Zn (navilhas de ar), Laminador de encruamento, Desempenadeira por tensão e Tratamento químico – passivação. (LINS, 2008).

### 2.6.7 Forno de recozimento

Os propósitos do forno de recozimento numa linha de galvanização são: redução de eventuais filmes de oxidação na superfície da tira, tratamento térmico de recozimento da tira laminada a frio e fornos de recozimento.

- Pote de Zinco

Após o recozimento, a temperatura da tira é corrigida por resfriamento para alcançar um valor preciso para imersão no banho de zinco. Após esta correção de temperatura, a chapa é imersa em um pote contendo uma liga de zinco fundida. Gerando um revestimento de zinco na tira do aço. A Figura 29 mostra esquematicamente um pote de revestimento por imersão a quente com seus

componentes básicos:

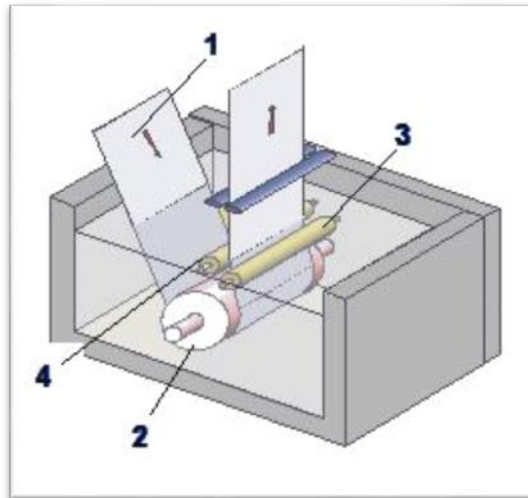


Figura 29: Pote de Zinco - 1:Tira de Aço, 2: Sink roll, 3: Rolo Corretor, 4: Rolo Estabilizador  
Fonte: LINS, 2008.

- Sistema de controle de revestimento

A camada de revestimento é a razão de ser do processo de galvanização, e deve ser similar ao longo da tira para garantir o bom desempenho das chapas em suas aplicações posteriores.

- Seção de laminação de encruamento e estiramento

Após passar pela seção de revestimento, a tira é laminada no encruamento e desempenadeira por tensão, com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas do material recozido, tendo como primordial efeito a redução do patamar de escoamento (LINS, 2008).

- Seção de Tratamento Químico

O tratamento químico tem como objetivo manter o aspecto superficial das chapas galvanizadas, elevação da resistência à corrosão branca do zinco e a utilização da camada de tratamento químico.

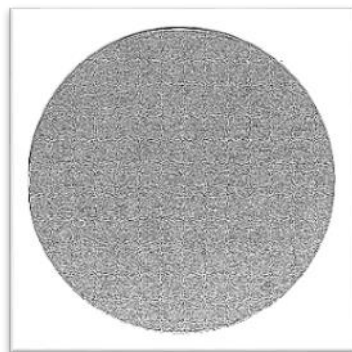
- Seção de saída

Tem a finalidade, enrolar as bobinas galvanizadas e, dessa forma, temos o produto acabado.

### 2.6.8 Aspecto superficial, tipos de revestimento e aplicações

- Cristais Minimizados

O revestimento de zinco puro é obtido por solidificação acelerada proporcionada pela aplicação na superfície recém-zincada de um fluido refrigerante (água e bifosfato de amônia). Este tipo de revestimento é recomendado para aquelas aplicações onde os requisitos de superfícies não são atendidos pelo revestimento com cristais normais, sendo destinados para uso com pintura da indústria automobilística e utilidades domésticas (linha branca). Os Cristais Minimizados são também aplicados para o revestimento de Zn puro produzido por um banho de Zn sem Chumbo (*“Lead Free Bath”*). Sendo o Pb o principal elemento formador de cristais num banho de galvanização, sua ausência proporciona uma superfície com aspecto visual similar a dos cristais minimizados. A figura 30 exibe o cristal minimizado.



**CRISTAL  
MINIMIZADO**

Figura 30: Aço zincado com cristal minimizado  
Fonte: <https://pt.slideshare.net/GalvaBrasil/gb2013>

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse capítulo serão abordadas as características dos materiais escolhidos, seus métodos, composição química, equipamentos e os instrumentos utilizados. Os ensaios realizados como dureza, tração e análise de metalografia foram executados nos laboratórios no interior da usina siderúrgica.

A composição química dos aços é um dos principais elementos que influenciam nas propriedades finais dos materiais, pois estão juntamente atrelados na composição das microestruturas, nos tratamentos térmicos, termoquímicos e termomecânicos realizados, em seguida, nos aços para atingir certas propriedades.

Para a obtenção das propriedades desejadas em um aço a primeira variável que influenciará é a composição química, sendo que a regulagem nas composições químicas é obtida na fase de refino. Desta forma os aços DP 340/600 e o HSLA 340/450 podem apresentar uma diversa variedade de composições químicas. Porém deve-se escolher uma composição química específica para facilitar a obtenção de uma microestrutura desejada, a fim de alcançar as respectivas propriedades mecânicas.

As tabelas 2 e 3 apresentam o percentual das composições químicas que estão presentes nos aços *Dual Phase* e *High Strength Low Alloy*, respectivamente.

Tabela 2: Composição química do aço Dual Phase

Composição Química do Aço DP 340/600 5212° (%)			
Símbolo	Nome	Min	Max
C	CARBONO	0,05	0,115
Mn	MANGANÊS	1	2
P	FÓSFORO	0	0,05
S	ENXOFRE	0	0,02
Si	SILÍCIO	0	0,1
Cu	COBRE	0	0,12
Ni	NÍQUEL	0	0,07
Cr	CRÔMO	0	0,1

Mo	MOLIBDÊNIO	0,12	0,28
Sn	ESTANHO	0	0,05
Al	ALUMÍNIO	0,01	0,05
N	NITROGÊNIO	0	0,012
Ti	TITÂNIO	0	0,014
Nb	NIÓBIO	0,008	0,025
V	VANÁDIO	0	0,08
B	BORO	0	0,0013

Fonte: Usina siderúrgica

Tabela 3: Composição química do aço High Strength Low Alloy

<b>Composição Química do Aço HSLA 340/450 2606<sup>o</sup> (%)</b>			
<b>Símbolo</b>	<b>Nome</b>	<b>Min</b>	<b>Max</b>
C	CARBONO	0,05	0,15
Mn	MANGANÊS	0,5	0,12
P	FÓSFORO	0,012	0,028
S	ENXOFRE	0	0,04
Si	SILÍCIO	0	0,06
Cu	COBRE	0	0,07
Ni	NÍQUEL	0	0,06
Cr	CRÔMO	0	0,08
Mo	MOLIBDÊNIO	0	0,04
Al	ALUMÍNIO	0,01	0,12
N	NITROGÊNIO	0	0,012
Ti	TITÂNIO	0	0,008
Nb	NIÓBIO	0,015	0,032
B	BORO	0	0,001

Fonte: Usina siderúrgica

As amostras foram coletadas na saída na linha de galvanização contínua e transportadas para o laboratório para as análises de dureza, tração e MEV. Para preparar as amostras para dos ensaios citados, foi utilizado o equipamento de tesoura de guilhotina elétrica para padronizar o corte da amostra a fim de simplificar os cortes posteriores.

### 3.1 Método para Ensaio de Dureza

Tem como objetivo determinar a dureza das amostras assegurando que o material seja aprovado conforme o especificado. Esses ensaios de dureza são realizados conforme exigência da demanda.

#### 3.1.1 Preparação de amostras para dureza

Para preparar os corpos de prova foi utilizado o equipamento prensa excêntrica. Foi utilizado prensa excêntrica, conforme figura 31, para retirar três corpos de prova circulares da amostra com eixo longitudinal paralelo ao sentido de laminação e identificadas às posições A, B e C:

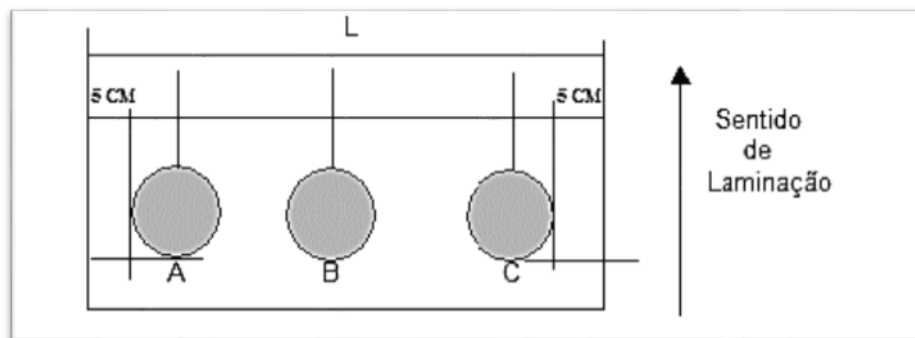


Figura 31: Desenho esquemático para corte de amostra para ensaio de dureza  
Fonte: Autor

Os três corpos de provas cortados sofreram três identificações denominadas A, B e C. Sendo que a identificação A é borda do lado do operador, a Identificação B esta no centro e a identificação C é o lado do motor. É importante que após o corte os corpos de provas estivessem com uma superfície plana e lisa isenta de camadas oxidadas, e completamente livre de lubrificantes, exceto se fosse especificado. Se corpo de prova fosse submetido a deformações ou impactos que atingissem a região a ser penetrada, correria grande risco, de falsear o resultado do ensaio. A figura 32 exhibe o resultado final das amostras após o corte.

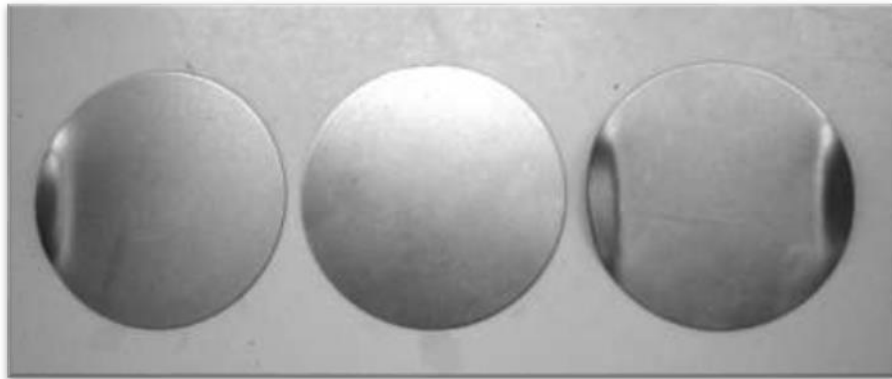


Figura 32: Amostras após o corte  
Fonte: Autor

### 3.1.2 Ensaio de dureza

O equipamento utilizado foi o durômetro LF85 (HRB) Rockwell B com o penetrador de esfera de aço. O corpo de prova foi apoiado sobre a mesa do durômetro e, em seguida, aplicada uma pré-carga sobre o mesmo e, após ajustes no equipamento, para fazer o ensaio, foi aplicada a carga do durômetro para obter o resultado dessa análise. Esse ensaio segue a norma: Norma NBR NM ISO 6508 -1. Na figura 33 é possível observar o equipamento.

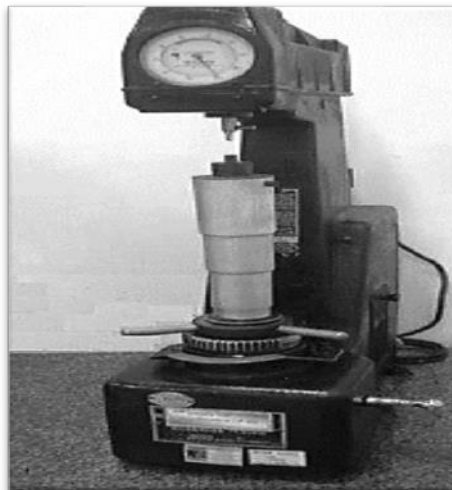


Figura 33: Durômetro LF85  
Fonte: Autor

### 3.2 Método para Ensaio de Tração

O objetivo desse ensaio é descrever critérios de medidas dos corpos de prova a ensaiar e metodologias de execução para que seja possível determinar as propriedades mecânicas dos materiais.

#### 3.2.1 Preparação de amostras para tração

Para preparar os corpos de prova foi utilizada a fresa para retirar um corpo de prova da amostra com eixo longitudinal paralelo ao sentido de laminação, conforme a figura 34:



Figura 34: Desenho esquemático da preparação de um corpo de prova para um ensaio de tração

Fonte: Autor

O corpo de prova após o corte foi limpo com pano seco e retiradas as possíveis rebarbas resultantes da preparação. Após a amostra estar preparada, foi medida criteriosamente em sua espessura e largura utilizando um micrômetro representado na figura 35.



Figura 35: Micrômetro achatado.  
Fonte: Autor

Após a as medições dos corpos de prova para a realização dos ensaios de tração foram apontadas as marcas ( $L_0$ ), observadas na figura 36, no centro da parte útil do corpo de prova através de um marcador industrial branco e realizou-se medição do comprimento inicial através do paquímetro.

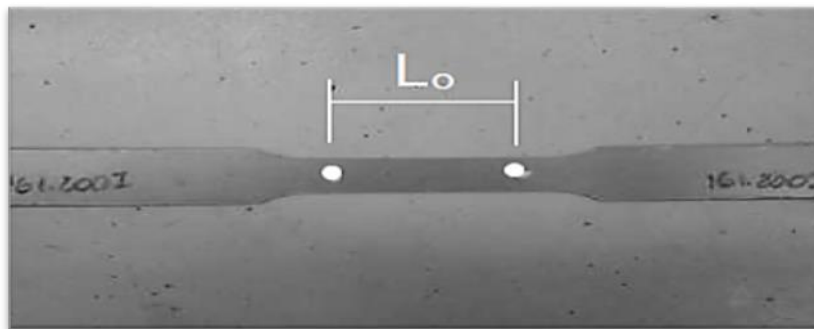


Figura 36: Marcação no corpo de prova antes do ensaio  
Fonte: Autor

### 3.2.2 Ensaio de tração

O equipamento mostrado na figura 37 utilizado para o ensaio de tração foi o Instron:



Figura 37: Instron  
Fonte: Autor

Foi inserido o corpo de prova na garra da máquina e acoplado o extensômetro convencional no mesmo. O ensaio do corpo de prova se fez seguindo o procedimento operacional para a máquina específica, onde o material é submetido à uma força axial que tende a alongá-lo até atingir a sua ruptura. A figura 38 apresenta o corpo de prova após sua ruptura, se juntaram as partes do mesmo e mediu-se o comprimento final ( $L_f$ ) com o paquímetro.

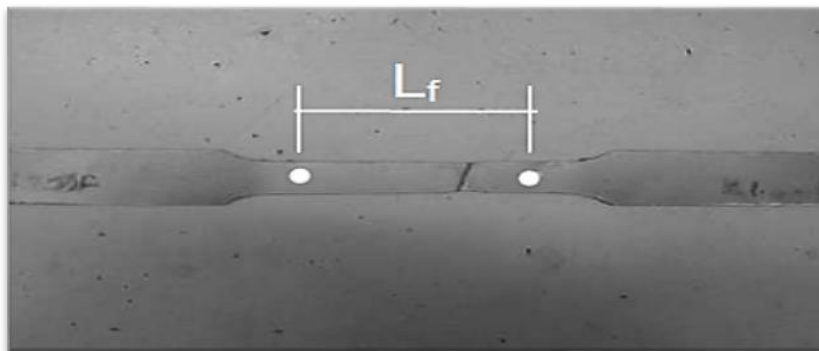


Figura 38: Corpo de prova deformado após o ensaio  
Fonte: Autor

As Normas utilizadas para a realização dos ensaios foram: Norma ABNT – NBR 6673 “Produtos planos de aço – Determinação das propriedades mecânicas à tração” e Norma ABNT – NBR ISO 6892 “Materiais metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente”.

### 3.3 Método para Análise do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

O objetivo do ensaio MEV é a capacidade de gerar imagens de alta resolução da topografia de superfícies e determinação de variações especiais de composição química, por meio de análise química quantitativa.

#### 3.3.1 Preparação de amostras para o MEV

Ao preparar as amostras para o MEV foram utilizados óculos de proteção (nas operações de corte, desbaste e lixamento), luvas de vaqueta (manuseio de chapas metálicas), luvas de látex (manuseio de reagentes e/ou soluções ao atacar a amostra metálica) e botas, equipamentos de proteção individual (EPI's) necessário para a realização deste tipo de ensaio.

As etapas para a preparação do ensaio metalográfico são exemplificadas no fluxograma a seguir (figura 39):

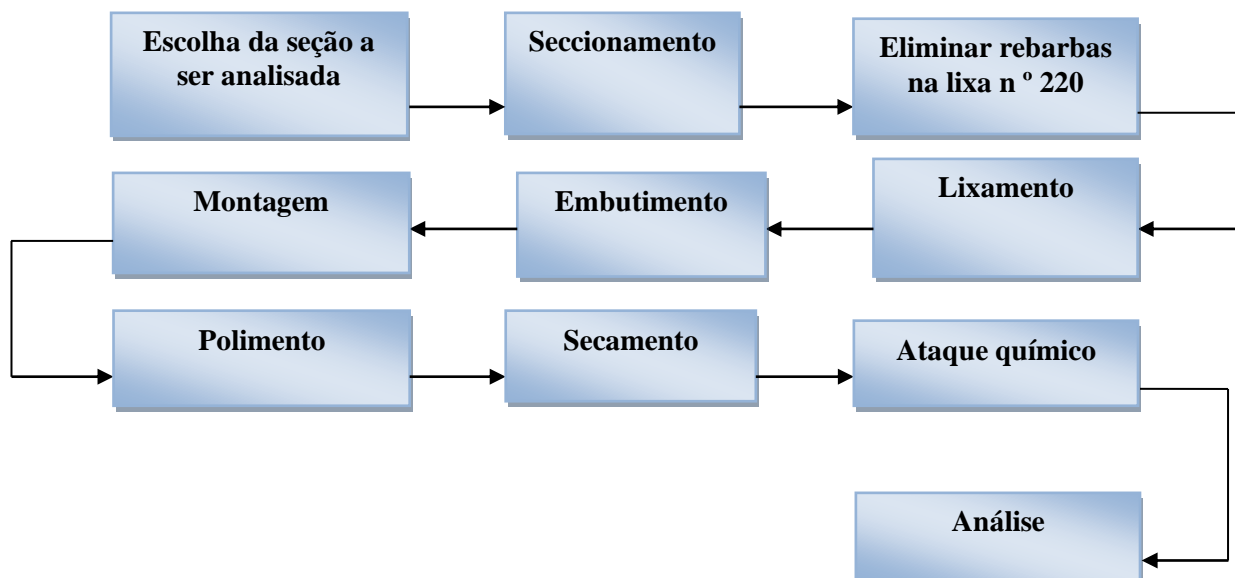


Figura 39: Fluxograma- Etapas da preparação de ensaio metalográfico  
Fonte: Autor

Os equipamentos operados na preparação da amostra, conforme fluxograma apresentado anteriormente é: Cortadeira Arocor 80; Lixadeira Rotativa; Politriz; Prensas para embutimento metalográfico e Secador de amostra.

### 3.3.2 Seccionamento

A amostra foi seccionada usando a cortadeira Arocor 80, apresentada na figura 40 abaixo, conforme a espessura do material.



Figura 40: Cortadeira Arocor 80  
Fonte: Autor

### 3.3.3 Embutimento

De acordo com o número de amostras a serem embutidas, deve-se optar pelo uso da prensa de embutimento metalográfico, conforme a figura 41, com base de 30 mm ou com base 40 mm.



Figura 41: Prensa para embutimento  
Fonte: Autor

Para a caracterização de microestrutura foi efetuado uma pequena dobra na extremidade da amostra fora da área a ser analisada para que ela se firme na base. Passou-se cola apenas na dobra feita anteriormente e foi fixada na base da prensa e, após isso, identificou-se a primeira com um pequeno filete de chapa em forma de seta. A figura 42 exibe a baquelite utilizada como amostra para os ensaios de microscopia eletrônica de varredura.



Figura 42: Baquelite  
Fonte: Autor

### 3.3.4 Lixamento

Prendeu-se a baquelite na retífica fechou-se o equipamento e iniciou-se o desbaste da mesma. Após identificar a baquelite com o numero sequencial do livro de registro, foi lixada a amostra utilizando a lixa número 400 em sentido dos riscos gerados pelo faceamento discopla, imediatamente, trocada a lixa para granulação mais fina de 1200 e iniciado o lixamento mudando a direção em 90° e, por fim, lavada a amostra em água corrente. A lixadeira rotativa utilizada nesse processo é mostrada na figura 43.



Figura 43: Lixadeira Rotativa  
Fonte: autor

### 3.3.5 Polimento

A amostra foi polida com pano diamantado e pasta de diamante e refrigerada o polimento e a amostra com álcool comum em uma politriz.

### 3.3.6 Secamento

Secou-se a amostra utilizando o secador exibido na figura 44.



Figura 44: Secador de amostra  
Fonte: Autor

## 3.4 Ataque Químico em Amostras para Caracterização de Microestrutura

Utilizou-se a solução de nital 3%, empregando o método de gotejamento, deixando-a agir durante 30 segundos em cima da amostra para revelar os grãos de

ferrita, cementita e perlita em aços comuns.

### 3.5 Análise de Microscopia Eletrônica de Varredura

Com a finalidade de obter-se uma melhor qualidade de imagem nas análises a baquelite deve estar sem riscos e manchas provenientes de defeitos de preparação. Foi realizado o ensaio pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV) com as duas amostras. O equipamento, observado na Figura 45, utilizado foi o FEI Company modelo QUANTA 3D.



Figura 45: MEV FEI Company modelo QUANTA 3D  
Fonte: <https://www.fei.com>

## 4 DISCUSSÃO DE RESULTADOS

Após a preparação das amostras e da realização de todos os ensaios necessários, descritos no Capítulo 3, foram obtidos dados os quais permitiram realizar a comparação entre os aços DP 340/600 e HSLA 340/450 conforme as tabelas e gráficos a seguir.

### 4.1 Ensaio de Dureza

A partir dos ensaios realizados para obter-se os valores de dureza dos materiais, foi constatado que a diferença de valores, conforme o quadro 14 abaixo é pequeno.

Tabela 4: Resultados dos ensaios de dureza

Material	Dureza
DP 340/600	84 / 84 / 83
HSLA 340/450	78/ 79 / 79

Fonte: Resultados obtidos pelos autores

No ensaio de dureza realizado, não houve discrepâncias entre seus resultados, visto que as diferenças de dureza variaram de 6 HRB a 4 HRB sendo o DP 340/600 com a dureza maior, porém isso não influencia na escolha do material por serem valores muito próximos.

### 4.2 Ensaio de Tração

Em relação às propriedades mecânicas à tração exibidas na tabela 4 abaixo, a porcentagem se encontra na tabela abaixo:

Tabela 4: Propriedade mecânicas à tração

Propriedades mecânicas à tração					
Aço	Limite de escoamento (LE)	Limite de resistência (LR)	Alongamento (AL)	AU	LE/LR
DP 340/600	377 MPa	658 MPa	27%	18%	57%
HSLA 340/450	375 MPa	477 MPa	28%	17%	79%

Fonte: Resultados obtidos pelos autores

No ensaio de tração, os valores encontrados nas amostras foram condizentes como exposto na revisão bibliográfica (figura 9) e são capazes de justificar a escolha do aço DP 340/600 como mais apropriado para aplicação na indústria automobilística, visto que seu limite de escoamento foi de 377 MPa, o limite de resistência foi de 658 MPa. Já no HSLA 340/450, os valores encontrados para o limite de escoamento foi de 375 MPa, sendo pouco menor ao DP 340/600, já o que difere do DP 340/600 foi o limite de resistência, que é de 477 MPa, onde houve a maior discrepância e o que torna o HSLA 340/450 inferior ao DP 340/600 no fator de resistência. A razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência encontrada no DP 340/600 chega a 57%, em contrapartida no aço HSLA 340/450, a mesma razão é de 79%, onde a menor razão elástica (LE/LR) caracteriza uma maior absorção de impacto. No alongamento, tanto o uniforme (Au), quanto o total (At), os valores são quase equivalentes.

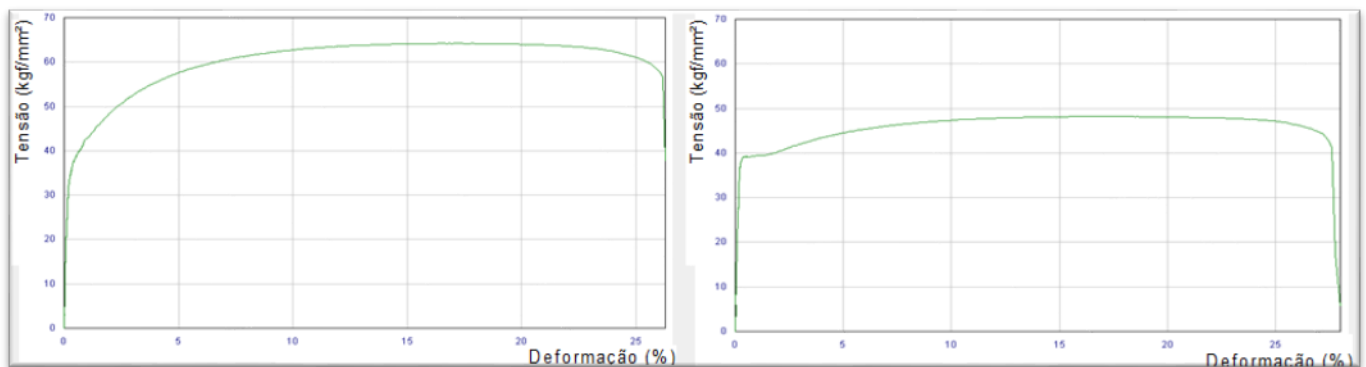


Figura 46: Características da curva tensão-deformação do aço DP 340/600 comparada ao aço HSLA 340/450.

Fonte: Gráficos obtidos pelos autores

Os gráficos das curvas tensão x deformação obtidos pelo ensaio de tração permitiu verificar que o aço DP 340/600 necessita de uma maior aplicação de tensão para deformar o material se comparado ao aço HSLA 340/450, reiterando os dados expostos na Figura 46.

### 4.3 Ensaio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Após a realização dos ensaios de tração das amostras, que obteve êxito na caracterização dos materiais, pois mostrou resultados de acordo com o encontrado na literatura, foi realizado o MEV, para analisar sua microestrutura.

Com o aumento de 5000 e 15000X percebe-se nitidamente que os grãos do aço DP 340/600 são menores e mais aglomerados em relação o aço HSLA 340/450, o que justifica o seu alto limite de resistência como encontrado no ensaio de tração e, além disso, a segunda fase do aço bifásico está precipitada nos contornos de grãos e com algumas ilhotas de martensita dispersas na matriz ferrítica. Já o HSLA 340/450 possui grãos maiores com contornos de grãos bem definidos e também não possuem ilhas de martensita, o que caracteriza um material com menor ductilidade.

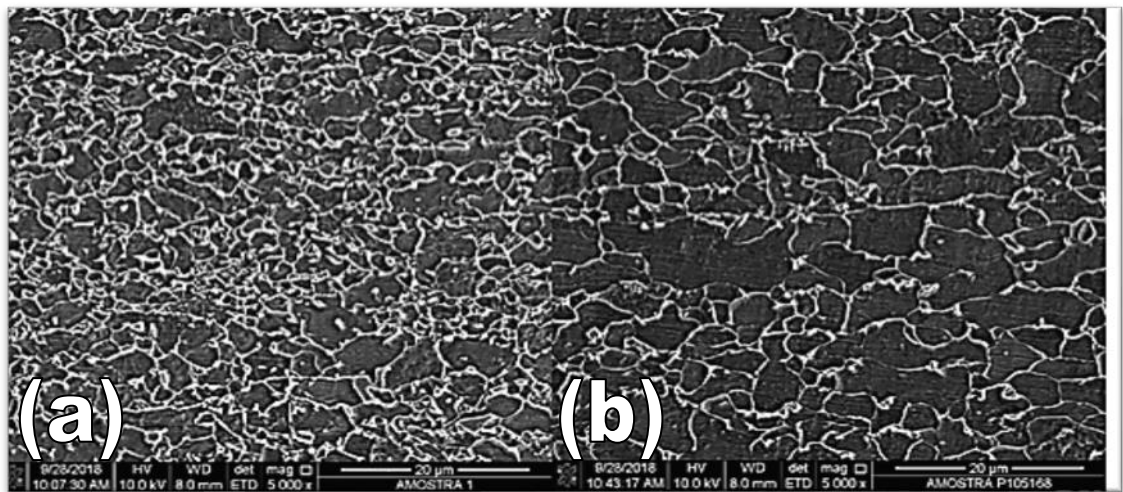


Figura 47: Microscopia eletrônica de varredura de aço bifásico (a) e aço microligado (b) produzido em usina siderúrgica. Com aumento de 5000X e, produto laminado a frio, com ataque de nital a 3% em 30 segundos.

Fonte: Autor

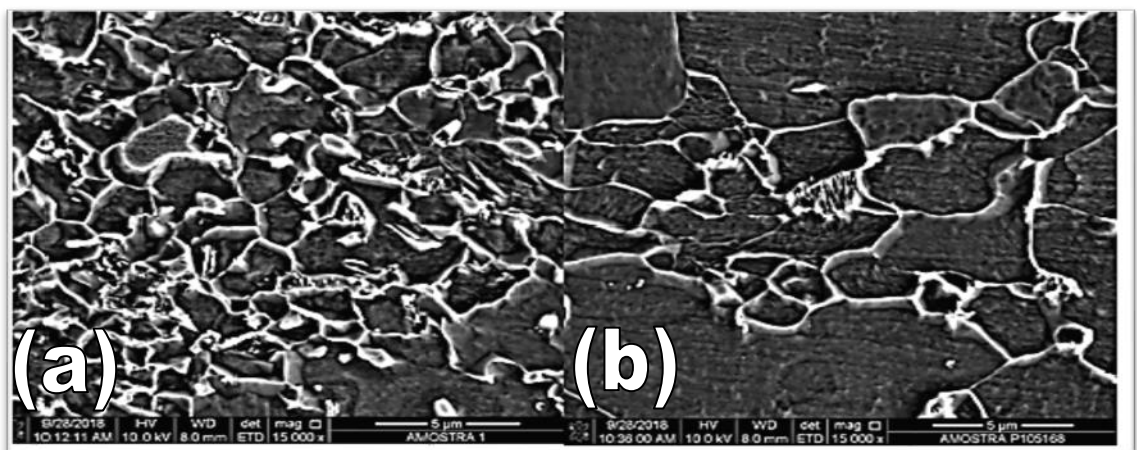


Figura 48: Microscopia eletrônica de varredura de aço bifásico (a) e aço microligado (b) produzido em usina siderúrgica. Com aumento de 15000x, produto laminado a frio, com ataque de nital a 3% em 30 segundos.

Fonte: Autor

## 5 CONCLUSÃO

Os aços *Dual Phase* têm um bom potencial de aplicação na indústria automotiva por oferecer melhoria de segurança e a possibilidade de reduzir peso dos veículos, podendo substituir, com vantagens, outros aços de alta resistência e baixa liga. Desta forma possibilita o aumento na participação na indústria automobilística, através da oferta de um inédito produto que obtém alta resistência mecânica DP 340/600 e com grande potencial de utilização. O aumento da demanda destes aços é reflexo do crescente nível de exigência dos requisitos do *crash test*, uma tendência mundial, tornando cada vez mais necessária a sua aplicação em peças de segurança veicular.

A partir deste trabalho, foi possível perceber as diferenças físicas e químicas dos materiais comparados, o aço DP 340/600 e o HSLA 340/450. Embora os dois materiais sejam utilizados para as mesmas funções, a escolha mais correta do material envolvendo os fatores segurança e peso nos leva ao entendimento que o aço DP 340/600 possui melhores qualidades que o HSLA 340/450, pois como nos mostrou os ensaios e análises, principalmente o de tração, obteve resultados melhores o DP 340/600, já que por ter uma maior resistência mecânica que também justifica-se pela análise do MEV onde o aço bifásico possui granulometria mais fina que o microligado, dessa forma, existe a possibilidade de se reduzir as dimensões, principalmente a espessura, fazendo com que haja um menor peso e, conseqüentemente, uma economia de combustível e até mesmo um menor desgaste dos pneus do veículo.

Embora outros materiais como, polímeros, compósitos, ligas à base de magnésio e alumínio terem conquistado grande espaço nos veículos mais novos, o aço continua sendo o principal material utilizado na indústria automobilística nos tempos atuais e para o futuro próximo. Com isso, grandes esforços têm sido realizados desde a crise de energia, em algumas siderúrgicas, com a intenção de desenvolver novas tecnologias de composições de aço para promover a sua utilização no futuro.

- Recomendações para trabalhos futuros

Devido à indisponibilidade de amostras e de tempo para execução de mais ensaios de dureza, tração e microdureza no qual é realizado para a medição de dureza em áreas minúsculas. Recomenda-se para pesquisas e trabalhos vindouros a anexação de mais resultados desses ensaios para uma média de resultados mais precisa dentro dos parâmetros de processos, isso se faz necessário para garantir e otimizar uma maior confiabilidade dos clientes, no que se diz respeito às propriedades mecânicas dos aços.

## BIBLIOGRAFIA

ABDALLA, A. J. *et al.* **Alterações das propriedades mecânicas em Aços 4340 e 300M através de tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos.** In: Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 59, 2004, São Paulo.

ABDALLA, A.J. *et al.* Mechanical Behavior of Strain Aged Dual Phase Steel, **Material Science and Technology**, v. 15, p. 1167-1170, 1999.

ABDALLA, A.J. *et al.* **Otimização das Propriedades Mecânicas de um aço ARBL através de Tratamentos Térmicos,** Congresso Ibero-americano de Metalurgia e Materiais, Havana, Cuba, 2006.

ABDALLA, A.J.; MONTEIRO, W.A. **Modelo de Discordâncias em um aço ARBL Submetido à Fadiga,** Congresso Ibero-americano de Metalurgia e Materiais, Havana, Cuba, 2006.

(ARCELORMITTAL, 2012).

ArcelorMittal. **Desenvolvimento de Produtos.** 2010. Disponível em: [http://www.cst.com.br/produtos/desenvolvimento\\_produtos/desenvolvimento\\_produtos.asp](http://www.cst.com.br/produtos/desenvolvimento_produtos/desenvolvimento_produtos.asp) . Acesso em 05 de outubro de 2012

BAPTISTA, C.A.R.P. *et al.* Efeitos de sobrecargas na propagação de trincas por fadiga em aços bifásicos. In: **Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica**, 2007, Cuzco. Memória Técnica do Cibim8, 2007. v. 1. p. 1-8.

BEGHINI, M. *et al.* Effect of Hydrogen on Tensile Properties of Martensitic Steels for Fusion Application, **Journal of Nuclear Materials**, vols. 258-263, pp. 1295-1299, 1998

BERTHIER, T. **O Efeito do Hidrogênio nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis Austeníticos e Superausteníticos,** Dissertação De Mestrado PIPE / UFPR – Pr, 2003.

BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R. **Steels: Microstructure and Properties,** Butterworth-Heinemann; UK; 3° edition, September 1, 2006.

BHATTACHARYA, D. *et al.* A Family of 590 MPa, Advanced High Strength Steels with Various Microstructures. **45th MWSP Conference Proceedings**, Vol. XLI. MS&T, 2003.

BUTTON, SERGIO T. 2007. **Aços microligados reduzem tempo e custos na produção de autopeças.** Universidade Estadual de Campinas, Jornal da Unicamp, p. 5, 2007.

CALLISTER JR., William D., **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução,** 1a ed., Rio de Janeiro, LTC, 2002.

CALLISTER, Jr., W.D. **Ciência e Engenharia de Materiais** - Uma Introdução. 7. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 2008, 239p, ISBN 978-85- 216-1595-8.

CARTER, C., **Cornish Engineering 1801-2001**, n.e. edition Trevithick Soc, 2001.

CASTRO, D.B.V. **Influência da temperatura de austenitização para têmpera e de revenimento na tenacidade e na vida em fadiga do aço SAE 5160 com diferentes teores de fósforo**. 2007. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2007.

CHAO, Y.J.; WARD, J.D.; SANDS, R.G. Charpy impact energy, fracture toughness and ductile-brittle transition temperature of dual-phase 590 steel. **Materials and Design**. vol. 28, n°2, 2007.

CHEMIN FILHO, R. A. **Estudo da fratura de aços de nova geração DP600 através da variação de pressão no prensa-chapas**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**: características gerais, tratamentos térmicos e principais tipos, 7ª ed., Associação Brasileira de Metais, 2002.

FONSECA, F.A.V. **Aço bifásico processado via linha de galvanização contínua** - Revisão e estágio atual de produção na Usiminas/Unigal. 42º Seminário de Laminação da ABM - Processos e Produtos Laminados e Revestidos; Santos/ SP, 2005.

FORGAS Jr., A. **Influência da temperatura de recozimento intercrítico no comportamento mecânico de um aço bifásico baixo carbono**. 2009. 125p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Industrial - FEI, São Bernardo do Campo, 2009.

GORNI, A. A. *et al.* Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade. In: Congresso Anual da ABM. Anais. **Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, Vitória, p. 3269-3272, Julho 2007.

GORNI, A.A. **Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas**. 5º Congresso de Corte e Conformação de Metais, Aranda Eventos, São Paulo, Outubro de 2009.

HUSEYIN, A.; HAVVA, K.Z.; CEYLAN, K. Effect of Intercritical Annealing Parameters on Dual-Phase Behavior of Commercial Low-Alloyed Steels. **Journal of Iron and Steel Research. International**. 2010. 17(4): 73-78.

KANTOVISCKI, A.R., **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga TRIP 800**, Programa de pós Graduação, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2005.

KUMAR, A.; SINGH, S.B.; RAY, K.K. Influence of bainite/martensite-content on tensile properties of low carbon dual-phase steel. **Material Science & Engineering**, 2007.

KURIYAMA, Y. *et al.* **Material Forum, Society of Automotive Engineers of Japan**, NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT No. 80 July 2000, Tóquio, 2000.

LIANG, X.; LI, J.; PENG, Y. Effect of water quench process on mechanical properties of cold rolled Dual-Phase Steel Microalloyed with Niobium, **Materials Letters**, v.62, p. 327- 329, 2008.

LIMA, C. C. *et al.* **Evolução microestrutural da cinética de austenitização do aço 1045**. In: VII Congresso de Pesquisa e Inovação da rede Norte Nordeste de Educação Tecnológica – CONNEPI, Palmas – TO, 2012.

LINS, M.F. Guimaraes. **Apostila de galvanização contínua**. Disciplina de Encruamento, Recristalização e Crescimento de Grão. 2º revisão, 2008.

MACHADO, F. A. **Influência do grau de deformação e do tratamento de "bake hardening" na propagação de trinca por fadiga em dois aços bifásicos usados em rodas automobilísticas**. 2005. 125p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2005.

MARRA, K. M. TAISS, E. J., TURANI, L. O., **Aços Dual Phase Processados a Frio: Características e Potencial de Aplicação em Veículos Automotores**. 2008. 39f. Contribuição Técnica ao 45º Seminário de Laminadores e Revestidos, Santos SP. 2008

MURARI, F.D.; MEYER, L.C.O.; ROCHA, R.O. Estudo para a unificação de siglas de aço DP590 nas espessuras de 1,20 e 2,00 mm processados via CAPL. **Relatório final de estudo de P&D da Usiminas**, PPPC6322, U-IGD, maio de 2008.

MURARI, F.D. **Cinética de Envelhecimento de Aços Dual Phase de Baixa Resistência Mecânica Laminados a Frio**, Artigo publicado pela UFMG, Minas Gerais, 2009.

MATLOCK, D.K., **Dual-Phase steels: a look back with an eye to advanced high strength sheet steel innovations**, AISTech 2011. Conference Proceedings, Volume I, p.

PEREIRA, M.S. *et al.* **Desenvolvimento de aços bifásicos, multifásicos e IF em consonância com o projeto ULSAB- AVC. DMT**. 17º CBECIMat, 2006, Foz do Iguaçu, PR.

PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Applied Science Publishers LTD, Londres, 1978.

POUND, B.G, "Hydrogen Trapping in High-Strength Steels", **Acta Mater.**, vol. 46, n. 16, pp. 5733-5743, 1998.

PICKERING, F.B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Applied Science Publishers LTD, Londres, 1978.

QU, J. *et al.* **Effect of microstructure on the dynamic deformation behavior of Dual-Phase steel**. Materials Science and Engineering. Amsterdam: Elsevier, 2008. V. A479, p. 93-104.

RASHID, M.S. **Formable HSLA and dual-phase steels**. In: DAVENPORT, editor New York: AIME; p.1-24, 1979.

REED-HILL, R.; ABBASCHIAN, R. **Physical Metallurgy Principles**. 3<sup>o</sup>ed. Boston: PWS Publishing Company, 1994.

RIBEIRO, L.P.P.G. **Caracterização das Propriedades Mecânicas do Aço SAE 4140 após Diferentes Tratamentos de Têmpera e Revenido**. 2006. Dissertação (Mestrado) - PUC-Rio, Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Rio de Janeiro: 2006.

SANTOS, C. N. dos. **Aspectos cristalográficos da transformação martensítica de uma liga Fe-27%Ni**. 2008. Tese (Doutorado) - Instituto Militar de Engenharia, RJ, 2008.

SMITH, W. F.; HASHEMI, J. **Fundamentos de Engenharia e Ciências dos Materiais**, 5<sup>a</sup> ed., Bookman, 2012.

TAISS, E.J.M. **FSV - Future Steel Vehicle e a Nova Geração de Aços AHSS – Advanced High Strength Steel na Construção Automotiva**. SAE Brasil, simpósio de materiais automotivos e nanotecnologia, São Paulo, 7 de junho 2010.

VUROBI Jr, S.; CINTHO, O.M. **Técnicas metalográficas para a caracterização microestrutural dos aços**. 2<sup>o</sup> Encontro de engenharia e tecnologia de Campos Gerais. 2009.

WATERSCHOOT, T.; VERBEKEN, K.; DE COOMAN, B.C. **Tempering Kinetics of the Martensitic Phase in DP Steel**. ISIJ International, vol. 46, n. 1, p. 138-146, 2006.

JACQUES; LADRIÉRE; DELANNAY, “**On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation – induced plasticity multiphase steel**”, Metallurgical and Materials Transactions, v. 32A, pp. 2759 – 2768, 2001.