

**ANTONIO DOS REIS DE FARIA NETO**

**AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA: AVALIAÇÃO DA  
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DOS AÇOS DP 600 E DP 780**

**ANTONIO DOS REIS DE FARIA NETO**

**AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA: AVALIAÇÃO DA  
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DOS AÇOS DP 600 E DP 780**

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

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá  
2015

F224a

Faria Neto, Antonio dos Reis de

Aços avançados de alta resistência: avaliação da microestrutura e propriedades dos aços DP 600 E DP 780 / Antonio dos Reis de Faria Neto – Guaratinguetá, 2014.

67 f : il.

Bibliografia: f. 65-67

Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira


1. Aço de alta resistência 2. I. Título

CDU 669.14

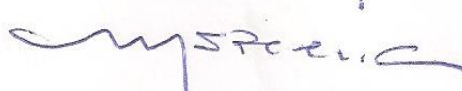
**ANTONIO DOS REIS DE FARIA NETO**

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

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

  
Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO MARTINS  
Coordenador

**BANCA EXAMINADORA:**

  
Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA  
Orientador/UNESP-FEG

  
Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO MARTINS  
UNESP-FEG

  
Ma. CRISTINA SAYURI FUKUGAUCHI  
UNESP-FEG

**Janeiro de 2015**

## **DADOS CURRICULARES**

**Antonio dos Reis de Faria Neto**

<b>NASCIMENTO</b>	05.10.1991 – GUARATINGUETÁ/ SP
<b>FILIAÇÃO</b>	Carlos Augusto de Faria Claudia Lucia Rocha de Faria
<b>2007/2008</b>	Curso Técnico Técnico em Mecânica – ETEC Alfredo de Barros Santos.
<b>2013</b>	Intercâmbio internacional Universidade Politécnica de Madri.
<b>2010/2014</b>	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

À minha futura esposa Vaniele pela amizade, apoio e força em todos os momentos desta caminhada.

Dedico também a minha mãe Cláudia Lucia e irmã Maria Laura pelo constante incentivo.

## **AGRADECIMENTOS**

Em primeiro lugar agradeço a Deus que tem me iluminado durante toda minha trajetória.

A minha noiva Vaniele pela dedicação e apoio.

A minha mãe e família por proporcionarem a realização deste sonho.

Agradeço ao meu orientador Professor Dr. Marcelo dos Santos Pereira pelo incentivo, apoio, amizade e conselhos durante toda graduação, onde as discussões e debates transcendiam os aspectos científicos e acadêmicos.

Aos colegas de pesquisa pelo companheirismo e sabedoria compartilhados: Diego Lopes Rodrigues, Allan Harada, Cristina Sayuri Fukugauchi, Erika Aparecida da Silva, Renato Araujo Barros, Sandro Lombardo, Vitor Scarabeli Barbosa, Cássia Cavalcanti da Silva, Gisélia Alves de Souza, Marcelo Sampaio Martins e Rosinei Batista Ribeiro.

Aos funcionários do Departamento de Materiais e Tecnologia, Humberto Lopes Rodrigues, Célio José de Souza, Wilson Roberto Monteiro, José Manuel Bernardes, Manuel Francisco dos Santos Filho e Domingos Hasmann Neto, pelo apoio, paciência e colaboração.

“As dificuldades são o Aço Estrutural que entram na construção do caráter.”

Carlos Drummond de Andrade.



FARIA NETO, A. R. **Aços avançados de alta resistência: Avaliação da microestrutura e propriedades dos aços DP 600 e DP 780.** 2015. 63 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

## RESUMO

Este trabalho tem por objetivo estudar os aços *Dual-Phase* 600 e 780 que fazem parte de um projeto de desenvolvimento tecnológico de materiais destinado à indústria automobilística. Ressaltam-se as propriedades antagônicas que o aço *Dual-Phase* reúne alta resistência mecânica e alongamento devido às fases presentes, ferrita e martensita, e sua distribuição em sua microestrutura. Estas propriedades são obtidas através de um tratamento intercrítico que possibilita a formação de microestrutura metaestável de alta dureza em chapas de aços de baixo teor de carbono. A aplicabilidade de aços *Dual-Phase* na estrutura dos veículos é enorme e sua produção já é em escala comercial, portanto o estudo e desenvolvimento desse material implicam em menor custo nos processos de fabricação de automóveis. Os aços bifásicos DP600 e DP780 foram submetidos a ensaios de tração, dureza e análise metalográfica para avaliação das propriedades e comparação. Os resultados mostram que o aço DP780 possui maior resistência e dureza que o aço DP600 e sua microestrutura é formada por maior fração de martensita o que explica a maior resistência e dureza. No entanto, o aço DP600 possui conformabilidade superior ao aço DP780.

**PALAVRAS-CHAVE:** Aços bifásicos. Tratamento intercrítico. Aço de alta resistência.

FARIA NETO, A. R. **Advanced high strength steels: Evaluation of microstructure and properties of DP 600 and DP 780 steels.** 2015. 63 f. Graduate Work (Graduate in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

### **ABSTRACT**

This work aims to study the Dual-Phase 600 and 780 steels, which are part of technology development project materials for the automotive industry. It is worth underscoring the antagonistic properties as the Dual-Phase steel assemble, high mechanical strength and elongation due its microstructure, ferrite and martensite. These properties are obtained by a intercritical heat treatment which facilitates the formation of a hardness metastable microstructure shaped plates of low carbon steels. The applicability of Dual Phase steel in the structure of vehicles is huge and its production is already on a commercial scale, so the study and development of this material implies lower cost in automobile manufacturing processes. The dual phase steels DP600 and DP780 underwent tensile, hardness and metallographic analysis to evaluate and comparing its properties. The results indicate that the DP780 steel has higher strength and hardness than the DP600 steel and its microstructure consists of martensite higher fraction which accounts for the higher resistance and hardness. However, the DP600 has higher conformability to DP780 steel.

**KEYWORDS:** Dual-Phase steels. Intercritical heat treatment. High strength steel.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Relação entre propriedade, processamento e microestrutura .....	17
Figura 2.2 – Gráfico de barras dos valores da massa específica à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos .....	19
Figura 2.3 – Gráfico de barras dos valores da rigidez (isto é, do módulo de elasticidade) à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos. ....	19
Figura 2.4 – Gráfico de barras dos valores da resistência (isto é, do limite de resistência à tração) à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos.....	19
Figura 2.5 – Gráfico de barras de resistência à Fratura (isto é, da tenacidade à Fratura) à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos. ....	20
Figura 2.6 – Gráfico de barras da condutividade elétrica à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos .....	20
Figura 2.7 – Mudanças de fase do ferro puro .....	21
Figura 2.8 – Estrutura Cúbica de Corpo Centrado – (a) Representação esquemática; (b) Vista Tridimensional; (c) Célula unitária; (d) Plano diagonal da célula unitária .....	22
Figura 2.9 – Estrutura Cúbica de Face Centrada – (a) Representação esquemática; (b) Vista Tridimensional; (c) Célula unitária; (d) Plano da face da célula unitária.....	23
Figura 2.10 – Diagrama de equilíbrio Fe-C, onde $\alpha$ = Ferrita, $\gamma$ = Austenita e $Fe_3C$ = Cementita .....	25
Figura 2.11 –(a) Estrutura Ferrítica (90x); (b) estrutura autênica (325x) .....	27
Figura 2.12 – Estrutura perlítica .....	27
Figura 2.13 – Diagrama TTT para uma liga Fe-C eutetóide .....	29
Figura 2.14 – (a) Perlita fina; (b) Perlita grosseira .....	30
Figura 2.15 – Microestrutura Bainítica.....	31
Figura 2.16 – Estrutura martensítica. ....	31
Figura 2.17 – Diagrama de resfriamento contínuo .....	32
Figura 2.18 – Diagrama esquemático de transformação para recozimento pleno.....	34
Figura 2.19 – Diagrama de equilíbrio Fe-C, mostrando as faixas para recozimento pleno ....	35
Figura 2.20 – Diagrama de equilíbrio Fe-C, mostrando as faixas para esferoidização.....	36
Figura 2.21 – Diagrama de equilíbrio Fe-C mostrando as faixas para recozimento subcrítico. ....	37
Figura 2.22 – Faixa típica de normalização para aços comuns .....	38

Figura 2.23 – Diagrama esquemático de transformação para normalização .....	38
Figura 2.24 – Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenido .....	39
Figura 2.25 – Diagrama de aços avançados e convencionais .....	41
Figura 2.26 – Aço bifásico. Aumento de 500x .....	42
Figura 2.27 – Curva Tensão x Deformação de um aço TRIP 350/600, DP 350/650 e de um aço ARBL 350/450 .....	43
Figura 2.28 – Representação esquemática da topologia dos aços bifásicos .....	44
Figura 2.29 – Diagrama TRC para aço bifásico com 0,065%C; 1,20% Mn; 0,87%Si; 0,38%Mo; 0,61% Cr .....	45
Figura 2.30 – Tratamento intercrítico .....	46
Figura 2.31 – Obtenção de estrutura bifásica - Aquecimento .....	47
Figura 2.32 – Obtenção de estrutura bifásica – Têmpera. Formação de Matriz ferrítica com martensita dispersa .....	47
Figura 2.33 – Obtenção de estrutura bifásica - Aquecimento .....	47
Figura 2.34 – Obtenção de estrutura bifásica – Têmpera. Formação de Matriz martensítica com ferrita dispersa .....	47
Figura 2.35 – Diferença na erosão das fases perante ataque químico .....	48
Figura 3.1 – Máquina de corte por serra de fita vertical – DMT-FEG-UNESP .....	50
Figura 3.2 – Nomenclatura das localizações de áreas mostradas em fotomicrografias .....	51
Figura 3.3 – Equipamento para embutimento – DMT-FEG-UNESP .....	51
Figura 3.4 – Amostras metalográficas após embutimento – DMT-FEG-UNESP .....	52
Figura 3.5 – Marcação de amostras utilizando gravador vibrador – DMT-FEG-UNESP .....	52
Figura 3.6 – Lixadeira contendo sequência de lixa d’água – DMT-FEG-UNESP .....	53
Figura 3.7 – Representação esquemática do método de lixamento com trabalho em sentidos alternados .....	53
Figura 3.8 – Politriz arotec Aropol E – DMT-FEG-UNESP .....	54
Figura 3.9 – Gráfico da variação da média da fração volumétrica .....	55
Figura 3.10 – Máquina para ensaio de tração – DMT-FEG-UNESP .....	57
Figura 4.1 – Micrografia do aço DP600, aumento de 500x .....	58
Figura 4.2 – Micrografia do aço DP600, aumento de 500x .....	59

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Esquema do efeito dos diversos parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas dos aços bifásicos .....	44
Tabela 3.1 – Composição química dos aços DP600 e DP780.....	49
Tabela 4.1 – Frações volumétricas das fases presentes nos aços DP600 e DP780 .....	59
Tabela 4.2 – Dureza Brinell das fases de um aço bifásico .....	60
Tabela 4.3 – Resultados estimados através das frações volumétricas e equação experimental .....	61
Tabela 4.4 – Propriedades mecânicas dos aços DP600 e DP780 .....	62
Tabela 4.5 – Dureza Rockwell A, HRA, e Brinell, HB, dos aços DP600 e DP780.....	63

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	15
1.1	OBJETIVOS .....	16
1.1.1	<b>Objetivo geral</b> .....	16
1.1.2	<b>Objetivos Específicos</b> .....	16
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	17
2.1	O AÇO .....	17
2.2	O ELEMENTO FERRO .....	21
2.3	DIAGRAMA FE – CEMENTITA .....	25
2.4	REGRA DA BALANÇA INVERTIDA .....	28
2.5	DIAGRAMAS TTT E DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO .....	29
2.6	TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	33
<b>2.6.1</b>	<b>Recozimento</b> .....	34
2.6.1.1	Recozimento Pleno .....	34
2.6.1.2	Recozimento Intercrítico .....	35
2.6.1.3	Recozimento Subcrítico.....	36
<b>2.6.2</b>	<b>Normalização</b> .....	37
<b>2.6.3</b>	<b>Têmpera</b> .....	39
<b>2.6.4</b>	<b>Revenimento</b> .....	40
2.7	AÇOS AVANÇADOS .....	40
2.8	AÇOS BIFÁSICOS .....	41
2.9	ATAQUE QUÍMICO .....	48
<b>3</b>	<b>PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL</b> .....	49
3.1	MATERIAL .....	49
3.2	PREPARAÇÃO E ANÁLISE METALOGRAFICA.....	49
<b>3.2.1</b>	<b>Seccionamento</b> .....	50
<b>3.2.2</b>	<b>Embutimento</b> .....	51
<b>3.2.3</b>	<b>Lixamento</b> .....	52
<b>3.2.4</b>	<b>Polimento</b> .....	53
<b>3.2.5</b>	<b>Ataque Químico</b> .....	54
<b>3.2.6</b>	<b>Captura das Imagens</b> .....	55
<b>3.2.7</b>	<b>Processamento das Imagens</b> .....	55
<b>3.2.8</b>	<b>Propriedades Mecânicas</b> .....	57
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	58

4.1	ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	58
4.2	ESTIMATIVA DE PROPRIEDADES.....	60
4.3	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	61
4.4	ENSAIO DE DUREZA.....	63
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>64</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>65</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>66</b>

## 1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento tecnológico tem acompanhado o desenvolvimento e ciência dos materiais. Durante toda a história do homem, os materiais metálicos, e em particular, os aços tem um lugar de destaque devido à suas propriedades e diferentes aplicações.

De acordo com Padilha (2000) em 1856, Hery Bessemer conseguiu aprimorar a produção de aço, fabricando aço com teor de carbono mais baixo e em estado líquido. Esta descoberta permitiu a fabricação em grande escala do aço. Na década de 70, houve um apelo muito grande para redução de consumo de combustível, tanto pelo aumento do preço do petróleo como por questões ambientais.

Segundo Castro (2012) essa redução viria pela racionalização de componentes, pela melhor eficiência térmica dos motores e pela redução de massa dos veículos. Apesar disso, era preciso manter a segurança veicular através de uma estrutura que preservasse o habitáculo deformando-se em pontos específicos e maximizando a segurança dos ocupantes.

Para sanar estas questões, mais uma vez, aprimorando o desenvolvimento dos aços conseguiu-se obter materiais que apresentassem alta resistência e boa conformabilidade. Dentre os materiais desenvolvidos destaca-se o aço bifásico de estrutura constituída por ferrita e martensita.

O aço bifásico, *Dual-Phase Steel*, está inserido em uma classe de aços avançados de alta resistência desenvolvidos com o objetivo principal de redução de massa dos veículos. Devido sua microestrutura este aço reúne duas propriedades antagônicas: resistência mecânica, devido a presença de segunda fase martensítica, e ductilidade, fornecida pela matriz ferrítica.



## 1.1 OBJETIVOS

### 1.1.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como objetivo estudar e avaliar a microestrutura e propriedades mecânicas de tração e dureza dos aços avançados de alta resistência *Dual-Phase* das classes DP600 e DP700.

### 1.1.2 Objetivo Específico

Caracterizar a microestrutura dos aços bifásicos DP600 e DP780, através de ataque químico utilizando reagente Nital2%.

Avaliar as frações volumétricas das fases presentes e comparar as porcentagens de fases e morfologia da microestrutura dos aços DP600 e DP780.

Avaliar as propriedades mecânicas através de ensaio de tração e dureza Rockwell. Comparar as propriedades dos aços DP600 e DP780 e correlacioná-las com a microestrutura caracterizada.

Utilizar uma técnica usada por Garcia (2012) para estimar a resistência dos aços DP600 e DP780 para comparar com esta propriedade obtida no ensaio de tração para verificar a eficácia desta técnica e do ataque químico, quanto menor for a diferença entre a propriedade estimada e a obtida em ensaio, melhor a caracterização microestrutural, já que esta técnica baseia-se principalmente nas frações volumétricas das fases encontradas na microestrutura dos aços.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

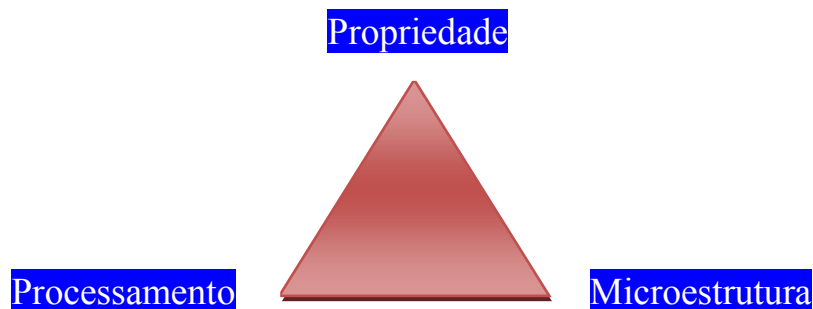
### 2.1 O AÇO

As ligas contendo metais são as mais utilizadas dentre todas as outras ligas. A sua importância para o homem é tamanha que cobre, bronze e ferro nomeiam parte da história. Juntamente com a utilização desses metais o seu processamento vem sendo aperfeiçoado o que explica o profundo conhecimento na extração, manipulação e utilização destes materiais. Em especial o Ferro, componente básico dos aços, é um metal abundante na crosta terrestre e possui afinidade química com diversos outros elementos metálicos e não metálicos, principalmente o carbono, o outro elemento básico dos aços, ligas binárias formadas por Ferro e Carbono.

Segundo Costa e Mei (2006) a alotropia do ferro, ou polimorfismo, é a principal característica do ferro que explica a sua ampla utilização. O ferro pode cristalizar-se em mais de uma estrutura cristalina, ou seja, contendo as mesmas moléculas o ferro pode ser formado por distintas estruturas cristalinas como, por exemplo, Cúbica Simples (CS), Cúbica de Corpo Centrado (CCC) e Cúbica de Face Centrada (CFC). É através dessa característica que é possível alterar as propriedades dos aços realizando tratamentos térmicos que modificam a estrutura do aço e conseqüentemente suas propriedades.

Portanto, existe uma relação muito forte entre propriedade, microestrutura e processamento das ligas metálicas. Para se alterar as propriedades deve-se modificar sua microestrutura, e para isso deve-se realizar um tipo específico de processamento na liga. Esta relação está mostrada na Figura 2.1 através de um triângulo onde os três fatores são dependentes um do outro.

Figura 2.1 – Relação entre propriedade, processamento e microestrutura.



Fonte: (Próprio autor).

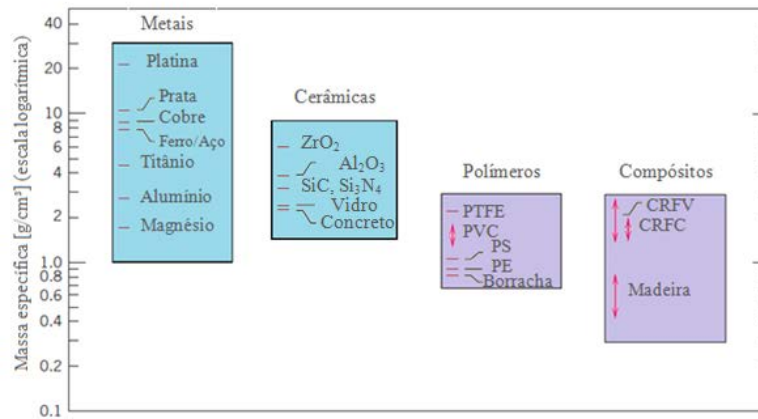
De acordo com Chiaverini (1996), considera-se o aço uma liga binária constituída de ferro e carbono, contendo geralmente de 0,008% a aproximadamente 2,11% deste último. Na Liga Ferro – Carbono existem outros elementos como o cromo, manganês, níquel etc. Estes elementos estão presentes em quantidades residuais, mas quando adicionados intencionalmente, chamamos o produto de Aços Liga. As ligas com teores superiores a 2,11% de carbono são chamadas de Ferros Fundidos. Os aços carbono, ligas de ferro e carbono, podem ser subdivididos em baixo teor de carbono com teores de carbono inferiores a 0,2%, médio teor de carbono com teores de carbono que variam entre 0,2 a 0,5% de carbono e alto teor de carbono com teores acima de 0,5%. Já os aços liga podem ser divididos em aços com alto teor de liga, quando o teor dos elementos de liga adicionados intencionalmente é superior a 8% da composição do material e aços com baixo teor de liga, quando o teor dos elementos fica abaixo dos 8%.

Segundo Callister (2012) os átomos nos metais e nas suas ligas estão arranjados em uma maneira muito ordenada e, em comparação às cerâmicas e aos polímeros, são relativamente densos, como mostrado na Figura 2.2. Em relação às características mecânicas, esses materiais são relativamente rígidos, pode-se verificar com ajuda da Figura 2.3, e resistentes, Figura 2.4. Apesar da resistência e rigidez, esses materiais são ainda dúcteis, isto é, capazes de grandes quantidades de deformação sem sofrer fratura, e são resistentes à fratura, Figura 2.5, o que é responsável pelo seu amplo uso em aplicações estruturais.

As ligações metálicas explicam algumas propriedades que são muito interessantes nos aços. A teoria do mar de elétrons explica como dois metais se unem. De acordo com a teoria os metais permanecem unidos devido ao grande número de elétrons livres formando uma nuvem eletrônica, ou mar de elétrons.

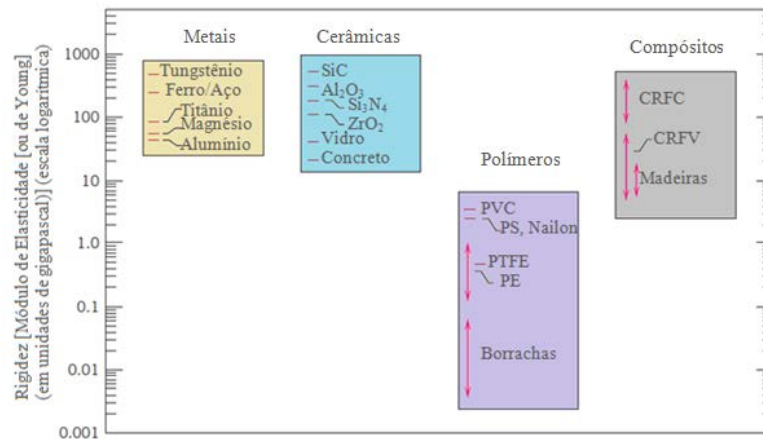
As ligas metálicas respeitam basicamente um ciclo em que os elétrons da última camada de valência, longe do núcleo, se desprendem e ficam livres para se deslocarem entre os átomos. Já os átomos que perdem esses elétrons, tornam-se cátions e ficam predispostos a receber elétrons e se tornarem neutros novamente. Este ciclo é contínuo e o metal, formado por cátions e átomos neutros dentro do mar de elétrons livres, adquire propriedades interessantes, como, por exemplo, boa condutividade elétrica e térmica, ver Figura 2.6, propriedade explicada pelos elétrons livres. Alto ponto de fusão e ebulição e elevada resistência à tração devido à força das ligações metálicas.

Figura 2.2 – Gráfico de barras dos valores da massa específica à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos



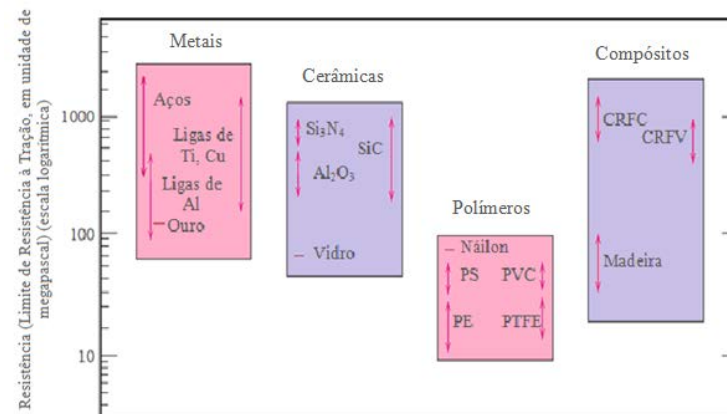
Fonte: (CALLISTER, 2012).

Figura 2.3 – Gráfico de barras dos valores da rigidez (isto é, do módulo de elasticidade) à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos.



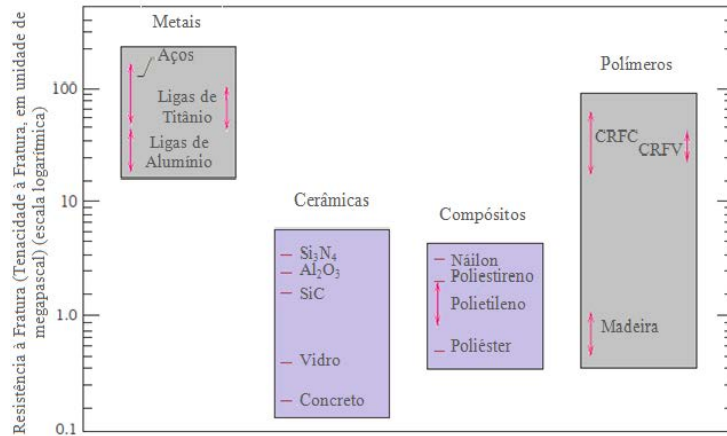
Fonte: (CALLISTER, 2012).

Figura 2.4 – Gráfico de barras dos valores da resistência (isto é, do limite de resistência à tração) à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos.



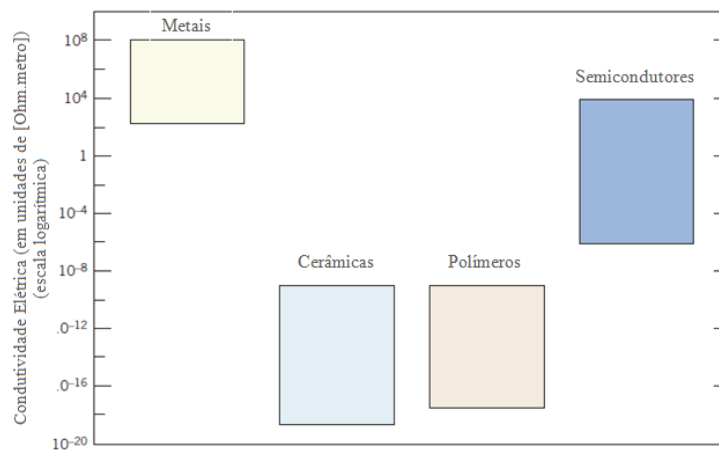
Fonte: (CALLISTER, 2012).

Figura 2.5 – Gráfico de barras de resistência à Fratura (isto é, da tenacidade à Fratura) à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos.



Fonte: (CALLISTER, 2012).

Figura 2.6 – Gráfico de barras da condutividade elétrica à temperatura ambiente para vários materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos.

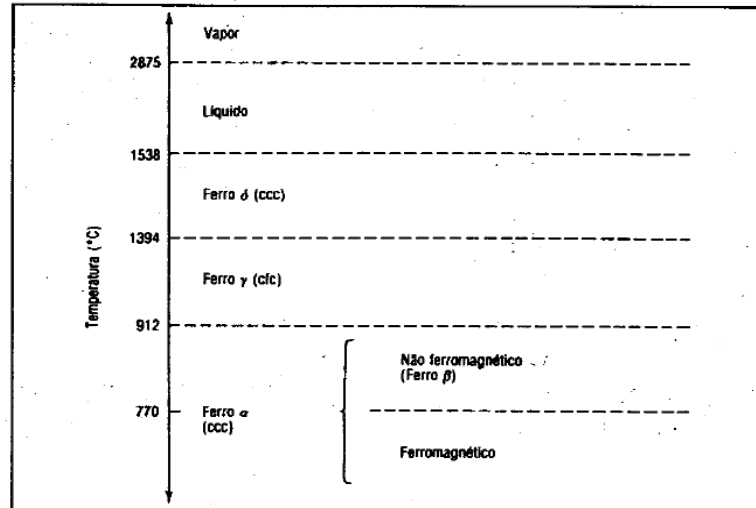


Fonte: (CALLISTER, 2012).

## 2.2 O ELEMENTO FERRO

De acordo com Costa e Mei (2006) o ferro apresenta as seguintes transformações (Figura 2.7):

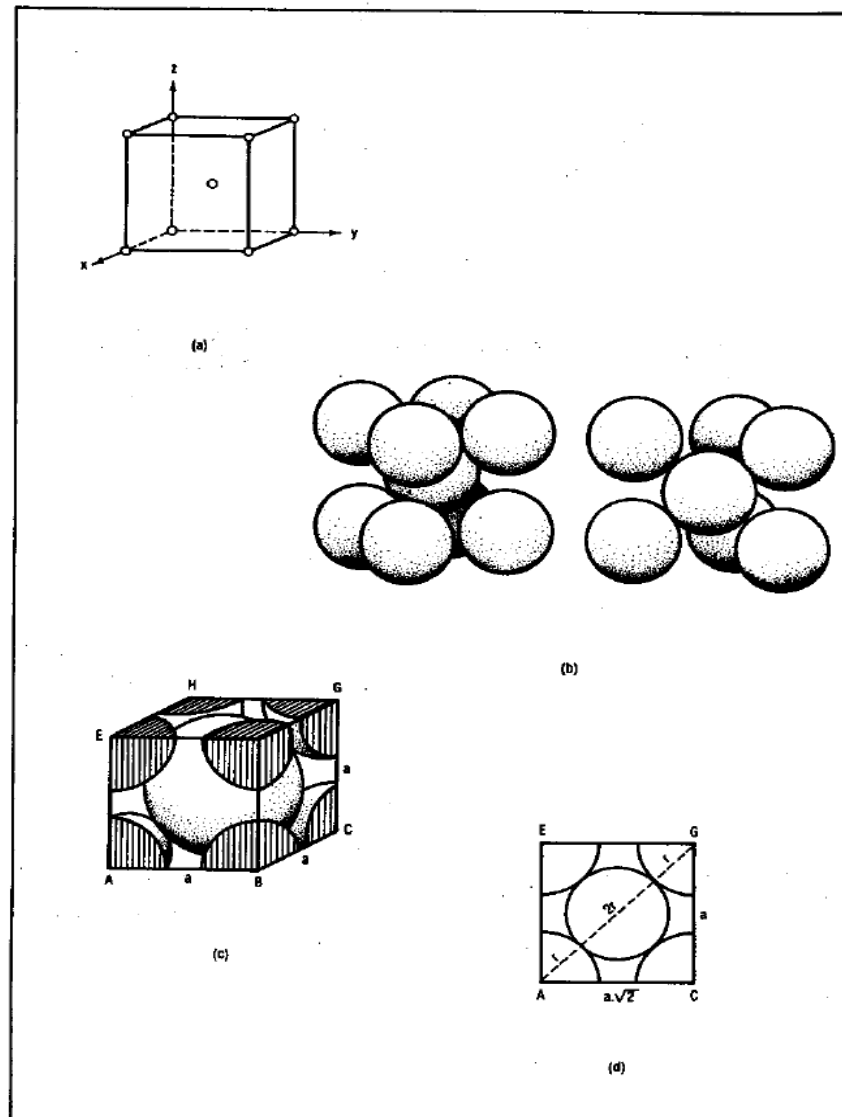
Figura 2.7 – Mudanças de fase do ferro puro.



Fonte: (COSTA E MEI, 2006).

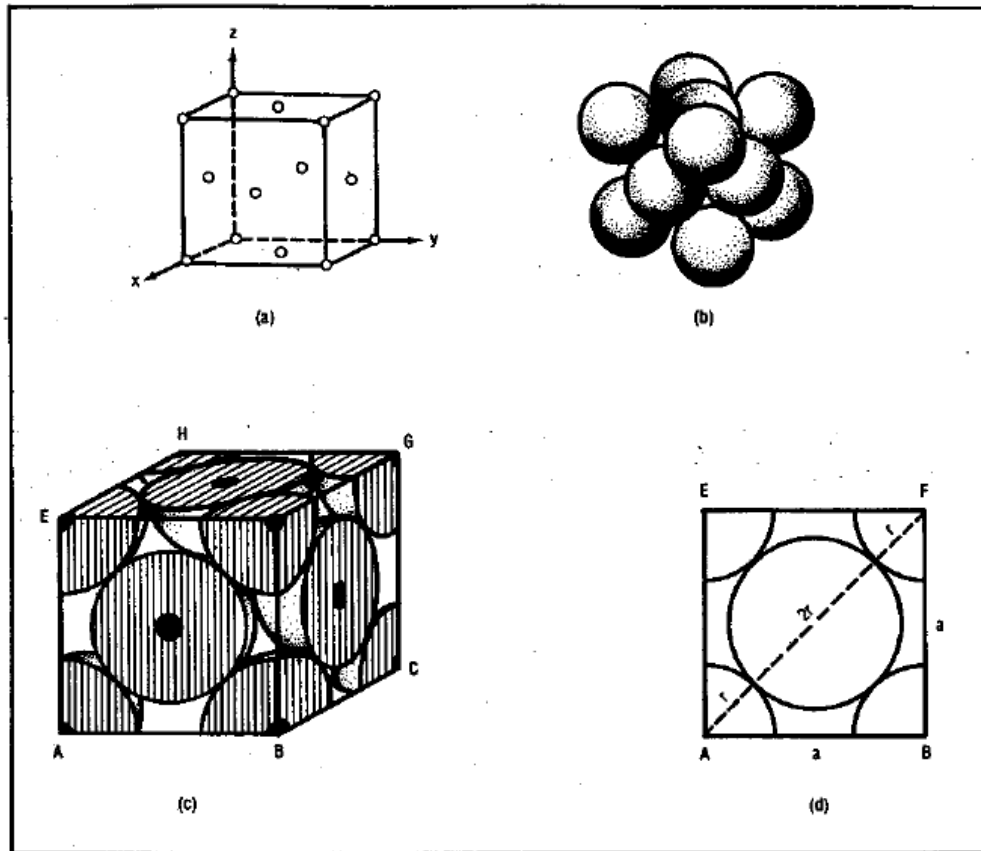
Costa e Mei (2006) observaram que o ferro sólido, ao ser aquecido a partir da temperatura ambiente, muda sua estrutura de Cúbica de Corpo Centrado (CCC) para Cúbica de Face Centrada (CFC) a 912°C. Continuando o aquecimento a 1394°C, o ferro muda novamente de estrutura, passando de CFC para CCC (Figuras 2.8 e 2.9).

Figura 2.8 – Estrutura Cúbica de Corpo Centrado – (a) Representação esquemática; (b) Vista Tridimensional; (c) Célula unitária; (d) Plano diagonal da célula unitária.



Fonte: (COSTA E MEI, 2006).

Figura 2.9 – Estrutura Cúbica de Face Centrada – (a) Representação esquemática; (b) Vista Tridimensional; (c) Célula unitária; (d) Plano da face da célula unitária.



Fonte: (COSTA E MEI, 2006).

Utilizando-se geometria nas faces e diagonais do cubo, consegue-se relacionar o parâmetro de rede da célula unitária  $a$  com o raio do átomo ( $r$ ) de acordo com Costa e Mei (2006):

$$a = \frac{4r}{\sqrt{3}} \quad CCC$$

$$a = \frac{4r}{\sqrt{2}} \quad CFC$$

O Fator de Empacotamento (FE) mede a porcentagem de ocupação atômica dentro de uma célula unitária, ou seja, ele mede a densidade volumétrica da célula unitária. Calcula-se o FE através da seguinte equação:

$$FE = \frac{nV_a}{V_c}$$

em que:

$N$  = número de átomos inteiros dentro da célula

$V_a$  = volume do átomo:



$$V_a = \frac{4}{3}\pi r^2$$

$V_c$  = volume da célula:

$$V_c = a^3 \text{ (no caso de células cúbicas)}$$

Calculando-se o FE para estruturas CCC e CFC, encontra-se, respectivamente:

$$FE = 0,68$$

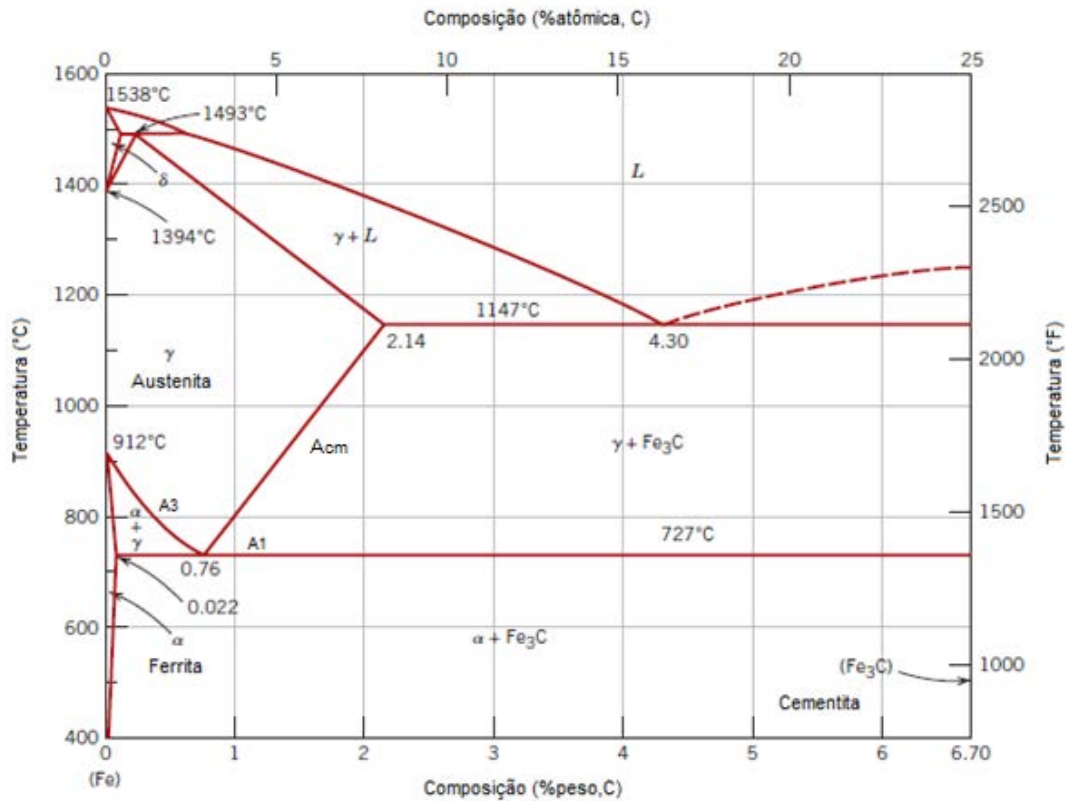
$$FE = 0,72$$

ou seja, na estrutura CCC, 68% do volume é ocupado por átomos e 32% é vazio, enquanto que na estrutura CFC 74% do volume é ocupado por átomos e 26% vazio, ou seja, metais de estruturas CFC são mais densos que metais CCC.

### 2.3 DIAGRAMA FE – CEMENTITA

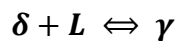
A Figura 2.10 corresponde ao diagrama de equilíbrio Fe-C.

Figura 2.10 - Diagrama de equilíbrio Fe-C, onde  $\alpha$  = Ferrita,  $\gamma$  = Austenita e  $\text{Fe}_3\text{C}$  = Cementita.



Fonte: (Adaptado de CALLISTER, 2007).

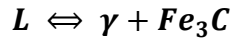
Conforme Chiaverini (1996) na parte superior esquerda do diagrama, em torno do ponto A, a 1493°C ocorre uma reação especial, uma reação invariante envolvendo três fases em equilíbrio. Nesta reação, no aquecimento, uma fase sólida, Ferro  $\gamma$ , se transforma em uma fase líquida e outra sólida, Ferro  $\delta$ . No resfriamento ocorre a reação contrária, duas fases, uma líquida e outra sólida, transformam-se em uma fase sólida.



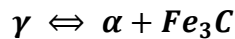
A reação Peritética não tem tanta importância comercial, pois não se trabalha com a fase líquida nos tratamentos aplicados aos aços para melhorar suas propriedades. No entanto, quando submetido ao processo de soldagem esta reação ganha importância, pois o material é fundido e esta reação torna-se relevante.

“O diagrama equilíbrio Fe-C é, de fato, um diagrama Fe-Cementita, visto que a extremidade direita do mesmo corresponde a 6,7% de carbono, que é a composição do carboneto de ferro  $Fe_3C$ , na Figura 2.10 os valores chegam até 5%.” (Chiaverini, 1996, p. 24).

Na temperatura de 1148 °C e composição de 4,3% C ocorre outra reação importante, a reação eutética, tem-se a transformação de uma fase líquida e duas fases sólidas, Ferro gama e  $Fe_3C$ .



No diagrama Fe - Cementita a reação eutetóide ocorre a 727°C e 0,77% C. Nesta reação uma fase sólida,  $\gamma$ , transforma-se em outras duas fases sólidas,  $\alpha$  e  $Fe_3C$ . Ligas com composição eutetóide, 0,77% de C são chamadas de ligas eutetóides. Quando a porcentagem de carbono é inferior a 0,77% as ligas são chamadas de hipoeutetóides e quando superior hipereutetóides.



Conforme Callister (2013) a região de coexistência da Ferrita e Austenita, Ferro  $\alpha$  e Ferro  $\gamma$ , região correspondente entre as linhas A1 e A3 do diagrama mostrado na Figura 2.10, é denominada zona crítica. Devido às reações que ocorrem entre a Ferrita e a Austenita esta região é muito importante na realização de tratamentos térmicos.

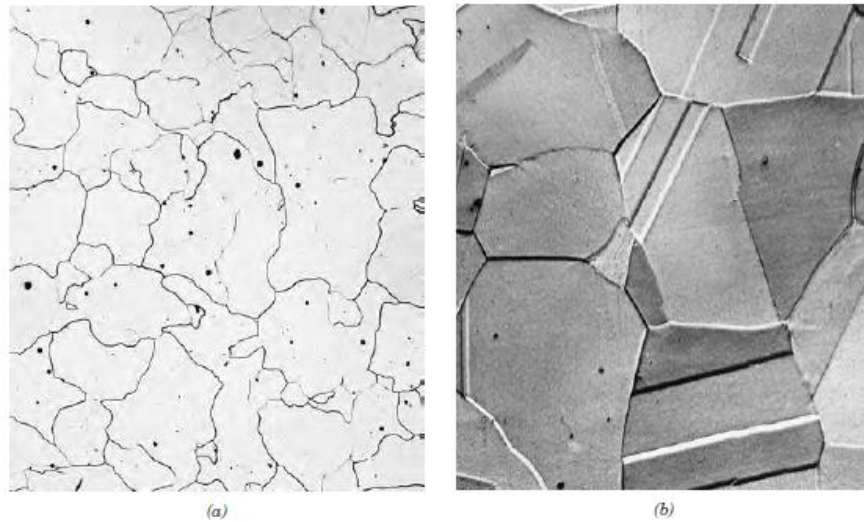
A 770 °C encontra-se o ponto Curie, onde o Ferro passa a ter propriedades magnéticas, mas isso não se deve a um rearranjo atômico, mas sim a uma mudança na rotação dos elétrons.

Callister (2013) e Chiaverini (1996) publicaram em suas respectivas obras que através do diagrama de fases em equilíbrio é possível obter diferentes microestruturas dependendo da porcentagem de carbono contida no aço.

- Austenita ( $\gamma$ ): É o ponto de partida para a maioria dos tratamentos térmicos. Primeiramente o aço é autenitizado, sua microestrutura é composta somente de austenita, e então são realizadas as rotas necessárias para a microestrutura desejada. É uma solução sólida de carbono em Ferro  $\gamma$  (CFC), tem solubilidade máxima de carbono de 2,11%. É uma fase dúctil e tenaz, porém pouco resistente.
- Ferrita ( $\alpha$ ): É solução sólida de carbono em Ferro  $\alpha$ , com solubilidade máxima de 0,022%. É uma fase estável a temperatura ambiente e é bastante tenaz e dúctil, mas também pouco resistente e possui baixa dureza.
- Cementita ( $Fe_3C$ ): É o carboneto de ferro com estrutura ortorrômbica, é muito dura.

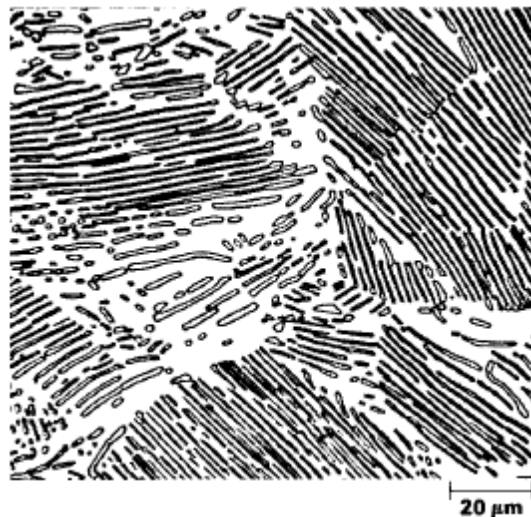
Para aços com composição eutetóide, 0,77% C, a microestrutura final é formada não por uma fase, mas sim por um microconstituente formado de lamelas alternadas ferrita e cementita. Para aços hipoeutetóides, a microestrutura final é formada de ferrita e perlita, e para aços hipereutetóides cementita e perlita. As Figuras 2.11 e 2.12 mostram respectivamente a microestrutura ferrítica, austenítica e perlítica.

Figura 2.11 – (a) Estrutura Ferrítica (90x); (b) estrutura austenítica (325x).



Fonte: (CALLISTER, 2007).

Figura 2.12 – Estrutura perlítica.



Fonte: (CALLISTER, 2007).

Chiaverini (1996) ressalta que existe uma diferença na nomenclatura da ferrita, formada na zona crítica e na ferrita contida na perlita. A ferrita formada na zona crítica é chamada ferrita proeutetoide enquanto que a ferrita contida na perlita é chamada de ferrita eutetoide.

Para se obter as frações volumétricas de cada fase presente na microestrutura do aço recorre-se a uma técnica conhecida por Regra da Balança Invertida.

## 2.4 REGRA DA BALANÇA INVERTIDA

Para demonstrar a regra da Balança Invertida utilizar-se-á de um exemplo<sup>1</sup>.

Para um aço com composição de 99,35% de Fe e 0,35% de C as frações das fases são calculadas do seguinte modo:

- Ferrita:  $\frac{C_c - C_A}{C_c - C_F} = \frac{6,7 - 0,35}{6,7 - 0,022} = 0,95$
- Cementita:  $\frac{C_A - C_F}{C_c - C_F} = \frac{0,35 - 0,022}{6,7 - 0,022} = 0,05$
- Ferrita proeutetoide:  $\frac{C_e - C_A}{C_e - C_F} = \frac{0,77 - 0,35}{0,77 - 0,022} = 0,56$
- Perlita:  $\frac{C_A - C_F}{C_e - C_F} = \frac{0,35 - 0,022}{0,77 - 0,022} = 0,44$
- Ferrita eutetoide: Ferrita – Ferrita proeutetoide =  $0,95 - 0,56 = 0,39$

onde:

$C_c$  – Composição do Carboneto de Ferro,  $Fe_3C$ ;

$C_A$  – Composição do aço;

$C_F$  – Máxima solubilidade de carbono na Ferrita;

$C_e$  – Composição eutetóide.

As mudanças de fases ocorridas no diagrama Fe – Cementita são mudanças ocasionadas através de difusão. Portanto, é necessário um longo tempo para que as reações se completem.

As fases formadas através de resfriamento lento, ou seja, por difusão, são fases termodinamicamente favoráveis, pois os átomos se arranjam de uma forma que a energia do sistema é diminuída. Porém, em aplicações tecnológicas é necessário microestruturas com propriedades superiores às formadas através de difusão. Então, recorre-se a outros tipos de transformação em que se envolve cisalhamento na transformação das fases.

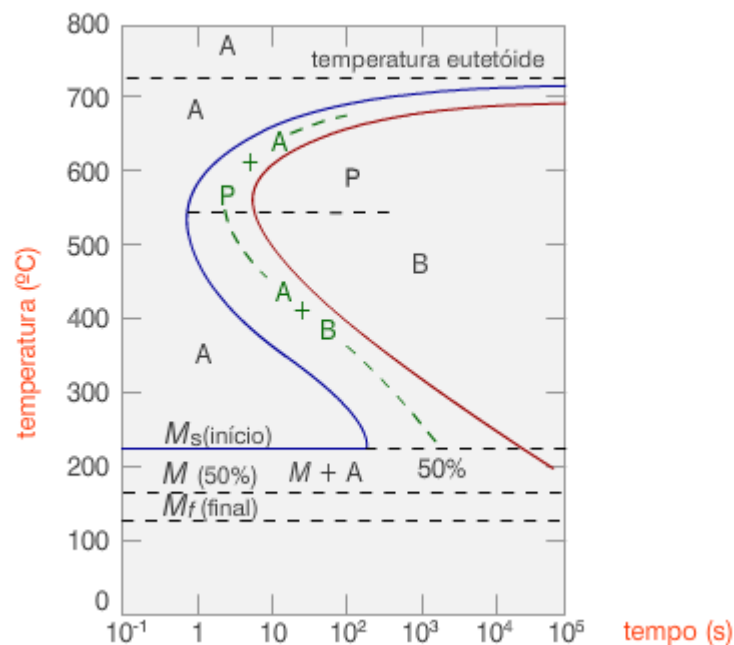
<sup>1</sup> Notas de aula do curso de transformação de fases em metais, 2014, ministrado pelo Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira.

## 2.5 DIAGRAMAS TTT E DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO

Os diagramas TTT (Transformação – Tempo – Temperatura) ou de transformação isotérmica auxiliam no entendimento do efeito da velocidade de resfriamento sobre as transformações no aço. Quando se aumenta a velocidade de resfriamento o processo de difusão não é predominante sobre a transformação da austenita. Através deste diagrama é possível visualizar as diferentes fases obtidas em diferentes tempos de resfriamento. Para um aço com composição eutetóide, podemos agora obter a temperatura ambiente fases estáveis, como a Perlita, para velocidades de resfriamento baixas e fases metaestáveis como a Bainita e Martensita.

A Figura 2.13 apresenta, segundo Cardoso et al 2014, um diagrama TTT para um aço com composição eutetóide, os eixos vertical e horizontal representam, respectivamente, a temperatura e o logaritmo do tempo. Duas curvas contínuas estão traçadas, sendo que uma representa o tempo necessário a cada temperatura para o início da transformação, e a outra representa a conclusão da transformação. A curva tracejada corresponde a um estado de 50% da transformação.

Figura 2.13 – Diagrama TTT para uma liga Fe-C eutetóide.

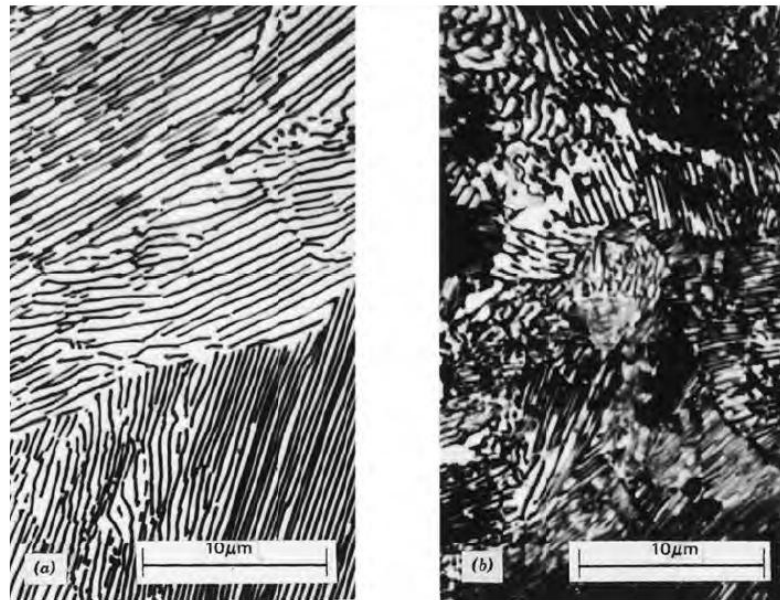


Fonte: (CARDOSO et al, 2014).

Neste diagrama é possível obter dois tipos de Perlita, grosseira e fina. A microestrutura é a mesma, lamelas alternadas de Ferrita e Cementita, a diferença está na apenas na espessura das camadas formadas. A Perlita grosseira forma-se logo a baixo da temperatura eutetóide

enquanto a Perlita fina forma-se por volta dos 600 °C. As propriedades da Perlita é uma combinação das propriedades da Ferrita e Cementita. As microestruturas da Perlita fina e grosseira podem ser visualizadas na Figura 2.14.

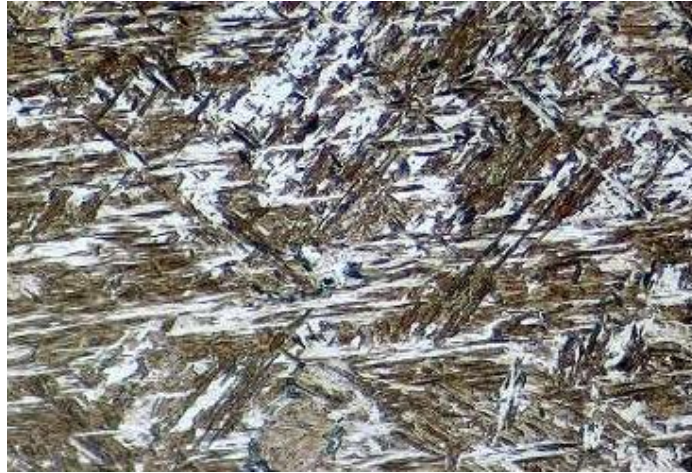
Figura 2.14 – (a) Perlita fina; (b) Perlita grosseira



Fonte: (CALLISTER, 2007).

De acordo com Chiaverini (1996), Abaixo dos 550 °C ocorre a formação de uma fase metaestável que reúne propriedades antagônicas, como boa resistência mecânica e alongamento apreciável. A bainita é formada através de difusão e cisalhamento. A bainita é nucleada nos contornos de grãos da austenita, é formada por placas paralelas de ferrita com mesma orientação cristalográfica contendo carbonetos precipitados entre estas placas. Podemos classificar a bainita em superior e inferior. O modo de nucleação é o mesmo, a única diferença é que na Bainita inferior ocorre a precipitação de carbonetos no interior dos grãos ferríticos. A microestrutura da Bainita pode ser visualizada na Figura 2.15.

Figura 2.15 – Microestrutura Bainítica



Fonte: (MANUTENÇÃO & SUPRIMENTOS, 2014).

Para velocidades de resfriamento extremamente grandes, como por exemplo, resfriamento em meio líquido, ocorre a formação de uma estrutura metaestável de elevada dureza, resistência, porém muito frágil. A Martensita é formada apenas por cisalhamento, isto é, não existe tempo para o carbono se difundir no interior da rede cristalina e o mesmo fica preso acarretando em uma estrutura supersaturada deste elemento. É devido a isso a elevada dureza desta fase. Como não há tempo de acontecer a difusão, a rede cristalina fica tensionada e muda sua estrutura cúbica para tetragonal de corpo centrado (TCC). A estrutura martensítica é uma estrutura caótica, desorganizada com grãos em formato pontiagudo conforme Figura 2.16.

Figura 2.16 - Estrutura Martensítica

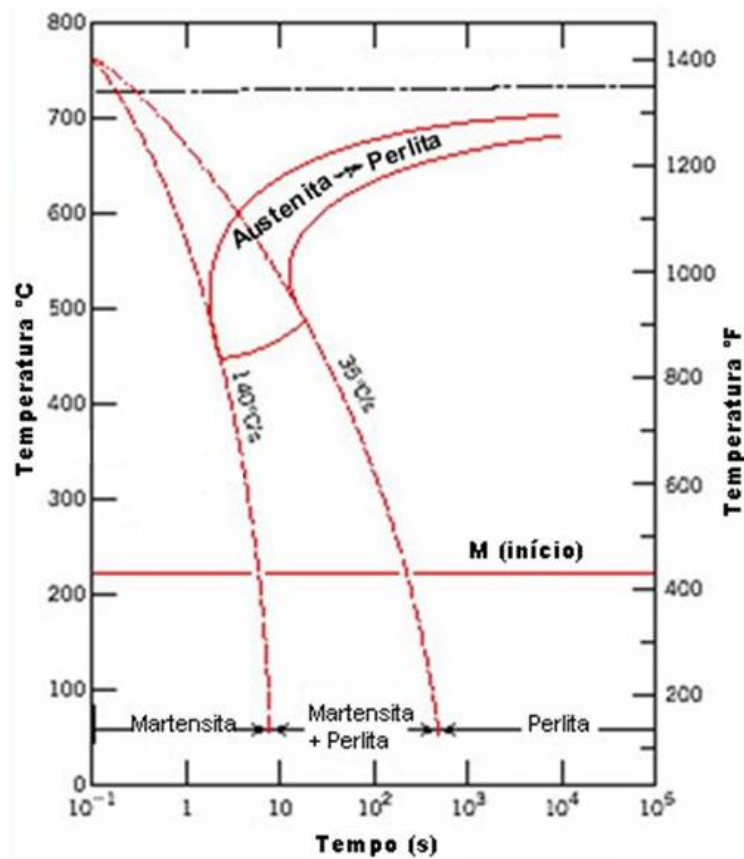


Fonte: (CALLISTER, 2007).



Segundo Chiaverini (1996), os diagramas de resfriamento contínuo são muito utilizados principalmente no meio industrial. Nestes diagramas a taxa de resfriamento é contínua desde a temperatura de austenitização até a ambiente e não se pode obter transformações a temperaturas constantes, isto é, não consegue-se obter patamares de transformação nos diagramas. Em uma liga com composição eutetóide não se consegue obter microestrutura bainítica, devido ao resfriamento contínuo, e o diagrama indica apenas a faixa de transformação perlítica e martensítica. Deste modo, em uma simples comparação, os diagramas de resfriamento contínuo existem até o “joelho” do diagrama TTT, instante onde se começa a formação bainítica. Ver Figura 2.17.

Figura 2.17 – Diagrama de resfriamento contínuo.



Fonte: (Adaptado de CALLISTER, 2007).

## 2.6 TRATAMENTOS TÉRMICOS

O diagrama de fases Fe-Cementita, Diagramas TTT e de resfriamento contínuo são usados para o estudo das transformações de fases nos aços. Para aplicações tecnológicas o aço raramente é utilizado com sua microestrutura mais estável, devido à necessidade de propriedades mais específicas ou a combinação de propriedades das fases, é necessário a mudança da estrutura no aço. Para tais aplicações é indispensável o aumento de resistência da microestrutura, para isso têm-se diversas formas:

- Através de solução sólida;
- Encruamento;
- Precipitação e dispersão de segunda fase;
- Refino de grãos;
- Transformação de fases.

Para o aumento de resistência, a transformação de fases é uma técnica muito utilizada, pois, principalmente para os aços, as técnicas de obtenção de determinadas microestruturas já são bem consolidadas através dos tratamentos térmicos. Outro motivo que influencia no uso de tratamentos térmicos é que é mais viável economicamente que adição de elementos de ligas.

Tratamentos térmicos são um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento controlados, que visam a afetar as características de aços e ligas especiais. Quando estas operações são conjugadas a etapas de conformação mecânica, são chamadas de tratamentos termomecânicos.

Existem vários tipos de tratamentos térmicos, mas os mais comuns com certeza são:

- Reozimento;
- Normalização;
- Têmpera;
- Revenimento.

## 2.6.1 Recozimento

“O principal propósito do recozimento é reduzir a dureza e produzir uma estrutura que facilite a operação de manufatura posterior ao tratamento” (Thelning, 1984, p. 207).

O recozimento pode ser subdividido em 3 diferentes tratamentos:

- Reozimento pleno ou supercrítico;
- Reozimento intercrítico;
- Reozimento subcrítico.

### 2.6.1.1 Reozimento Pleno

O recozimento pleno ou simplesmente recozimento consiste na austenitização do aço, ou seja, aquecer o material até a temperatura em que cem por cento de sua estrutura se torne austenita, Ferro  $\gamma$ , e depois resfriamento lento, normalmente deixa o material resfriar juntamente com o forno em seu interior.

“A temperatura de recozimento pleno é de mais ou menos  $50^{\circ}\text{C}$  acima de  $A_3$  para aços hipoeutetóides, e de  $50^{\circ}\text{C}$  acima de  $A_1$  para aços hipereutetóides”. (Costa e Mei, 2006, p. 94).

Para este tratamento é preferível uma temperatura de austenitização mais baixa, pois a austenita será mais homogênea, transformando-se posteriormente em perlita. Caso a austenita se forme de uma forma heterogênea, no resfriamento o aço tenderá a formar uma estrutura com carbonetos esferoidizados.

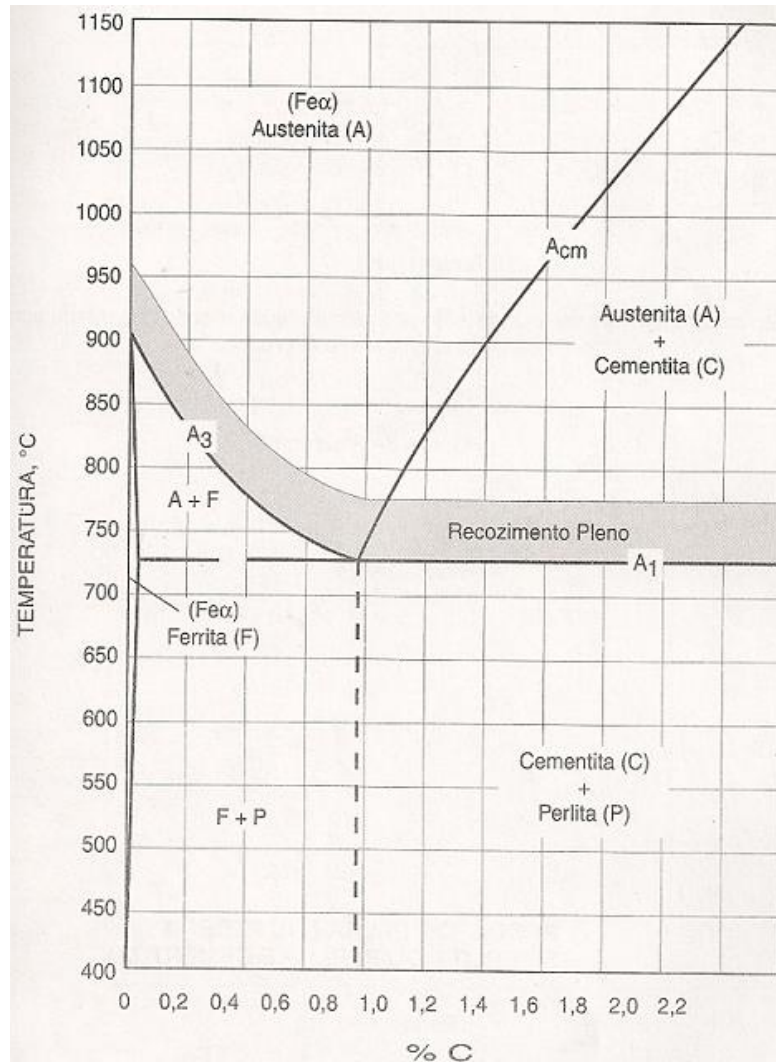
Para um aço com composição eutetóide, a microestrutura final obtida através de recozimento pleno é perlita grosseira, conforme Figuras 2.18 e 2.19.

Figura 2.18 – Diagrama esquemático de transformação para recozimento pleno.



Fonte: (CHIAVERINI, 1996).

Figura 2.19 – Diagrama de equilíbrio Fe-C, mostrando as faixas para recozimento pleno.



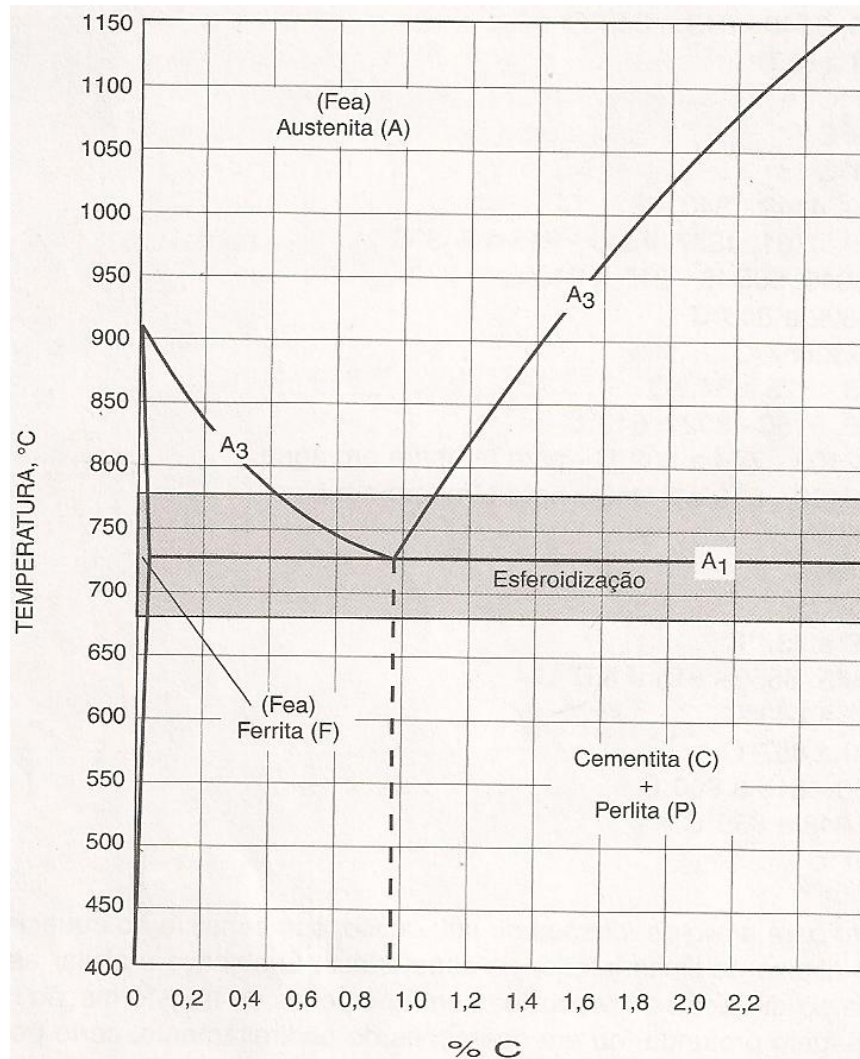
Fonte: (CHIAVERINI, 1996).

### 2.6.1.2 Recozimento Intercrítico

Também chamado de esferoidização, tem por objetivo formar estruturas globulares ou esferoidais de carbonetos no aço, melhorando assim sua usinabilidade. Ver Figura 2.20. Há varias formas de se alcançar esta estrutura:

- Aquecimento logo acima a linha A<sub>1</sub>, seguido de resfriamento lento;
- Aquecimento prolongado a uma temperatura logo abaixo da linha A<sub>1</sub>;
- Aquecimento e resfriamento alternados entre temperaturas que estão logo acima e logo abaixo da linha A<sub>1</sub>. (Chiaverini, 1996, p.93).

Figura 2.20 – Diagrama de equilíbrio Fe-C mostrando as faixas para esferoidização.

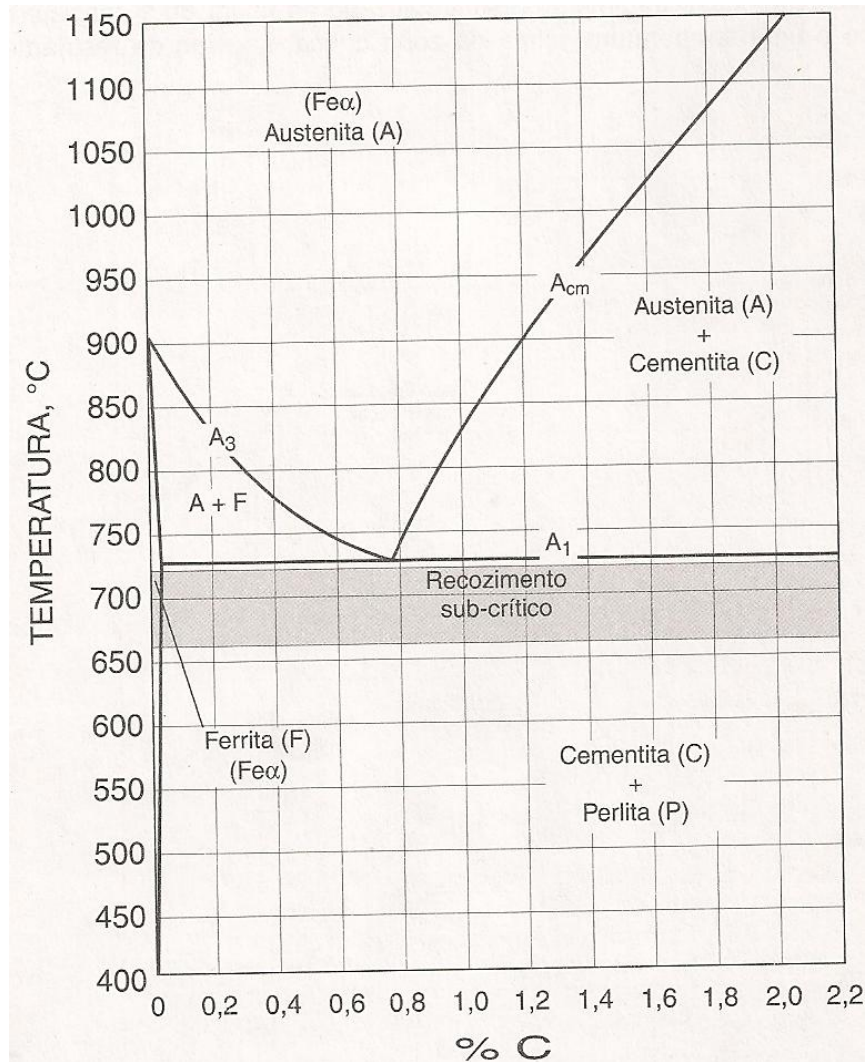


Fonte: (CHIAVERINI, 1996).

### 2.6.1.3 Recozimento Subcrítico

É um tratamento que provoca o alívio de tensões no material, é utilizado para alívio de tensões originadas durante a solidificação ou produzidas em operações de transformação mecânica a frio. Consiste no aquecimento abaixo da linha A<sub>1</sub>, conforme Figura 2.21.

Figura 2.21 – Diagrama de equilíbrio Fe-C, mostrando as faixas para recozimento subcrítico.

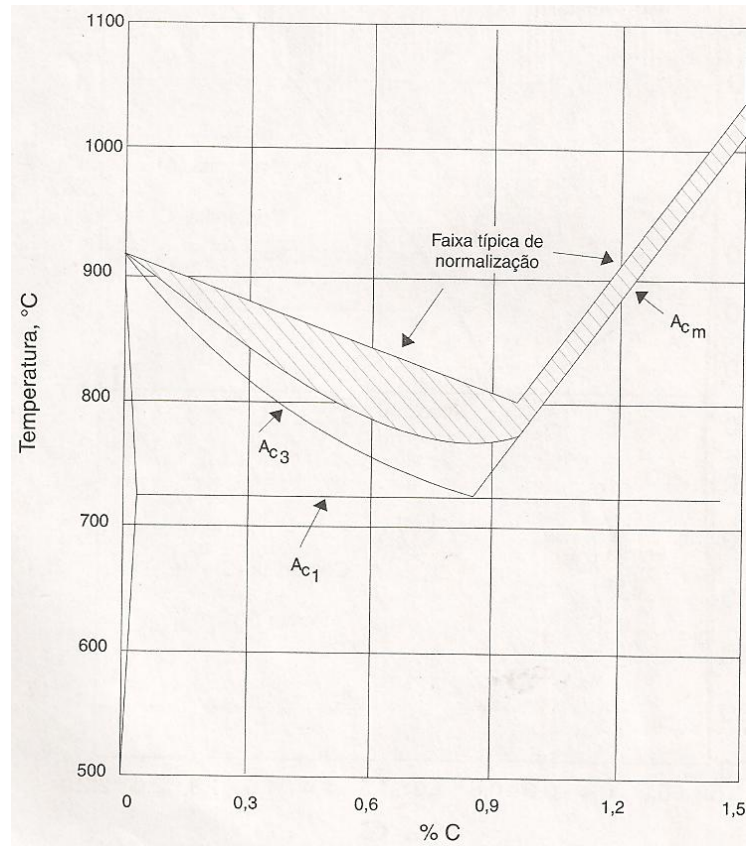


Fonte: (CHIAVERINI, 1996).

### 2.6.2 Normalização

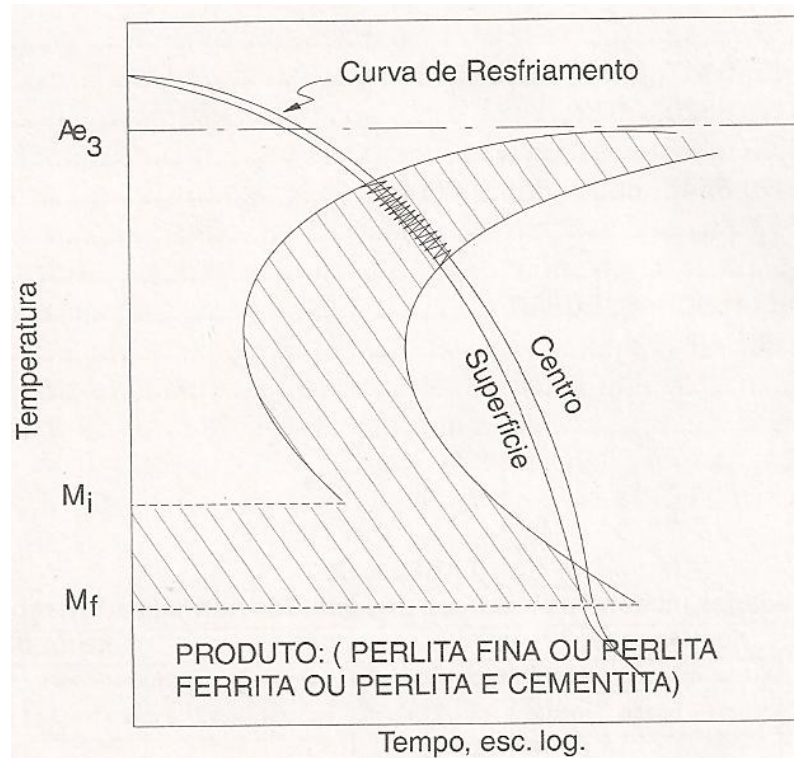
Segundo Chiaverini (1996) e Thelning (1984) consiste no aquecimento do aço até acima da linha  $A_3$  para aços hipoeutetóides, e acima de  $A_{cm}$  para aços hipereutetóides conforme Figura 2.22 e 2.23. Esta temperatura é mantida de 20 a 30 minutos e em seguida o aço é resfriado ao ar natural. A microestrutura obtida através deste tratamento é a Perlita fina. A normalização tem por objetivo o refino de estrutura bruta de fusão e como tratamento anterior a têmpera para produzir uma estrutura mais uniforme.

Figura 2.22 – Faixa típica de normalização para aços comuns.



Fonte: (CHIAVERINI, 1996).

Figura 2.23 – Diagrama esquemático de transformação para normalização.



Fonte: (CHIAVERINI, 1996).

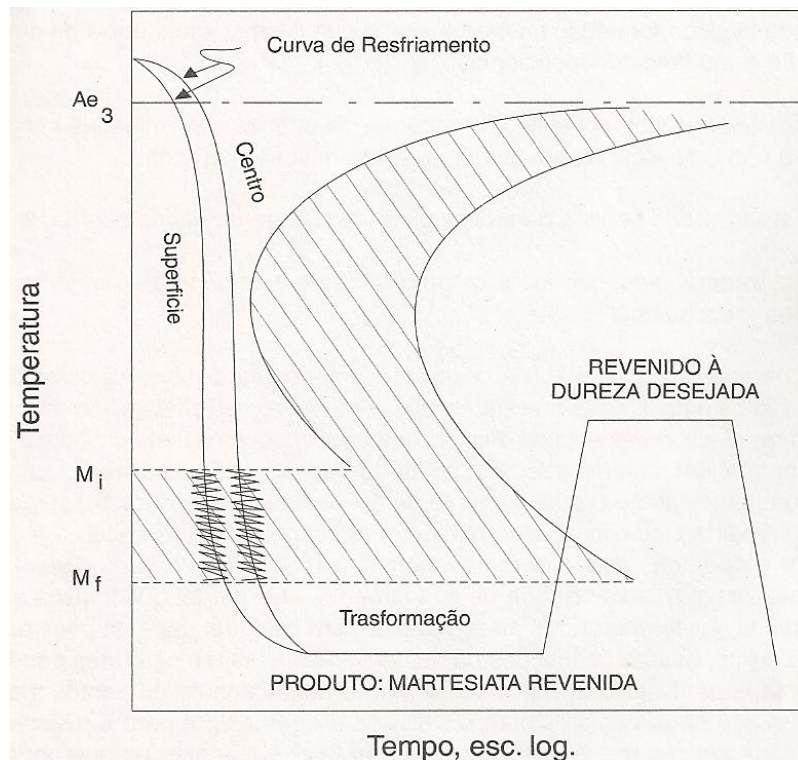
### 2.6.3 Têmpera

A têmpera é o tratamento térmico para obtenção da martensita. Consiste na austenitização do aço e resfriamento brusco, Figura 2.24. Normalmente o resfriamento é realizado através de fluido líquido, onde as taxas de resfriamento são maiores.

A têmpera é realizada com o objetivo de aumento de dureza e resistência do material.

Devido ao resfriamento brusco e os altos gradientes de temperatura a têmpera produz tensões no material. Por isso a geometria e o tamanho das peças a serem temperadas são fatores que devem ser bem analisados, pois essas tensões podem provocar trincas, empenamentos e até fraturas das peças tratadas.

Figura 2.24 – Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenido.



Fonte: (CHIAVERINI, 1996).

Outro fator importante na têmpera é a fração de carbono presente no aço, como ele é o elemento que não irá se difundir formando estruturas supersaturadas, é necessário ter ligas com frações apreciáveis de carbono, por exemplo, aços de médio a alto teor de carbono podem sofrer têmpera direta.

Devido aos diversos problemas provocados pela têmpera, tensões, empenamentos, trincas, etc. É necessário um tratamento posterior à têmpera para minimizar esses inconvenientes. Para isso se utiliza o tratamento de revenimento.



#### 2.6.4 Revenimento

“O Tratamento de revenimento normalmente acompanha a têmpera, pois tem o objetivo de aliviar as tensões internas, reduzir empenamentos, corrigir excessivas durezas e fragilidade do material, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque”. (Chiaverini, 1996, p. 106).

O aquecimento da martensita diminui a tetragonalidade da mesma, provocando assim profundas alterações metalúrgicas na estrutura. Estas alterações ocorrem de acordo com a faixa de temperatura do tratamento, portanto deve-se evitar mencionar uma faixa de temperatura para o tratamento de revenimento.

Durante o tratamento de revenimento, alguns aços podem sofrer de um fenômeno conhecido por fragilidade de revenido. O material se torna frágil e não se tem uma explicação clara quanto a este fenômeno, sabe-se que ocorre com determinadas ligas contendo certos elementos como cromo e níquel e impurezas.

Através do estudo dos processamentos dos aços que foi possível o desenvolvimento de novos materiais mais resistentes que possibilitariam a redução de peso dos veículos sem prejuízo na segurança. O entendimento de tratamentos térmicos e termomecânicos é essencial para a compreensão das transformações envolvidas para obtenção de microestruturas complexas que fornecerão propriedades superiores a estes novos aços.

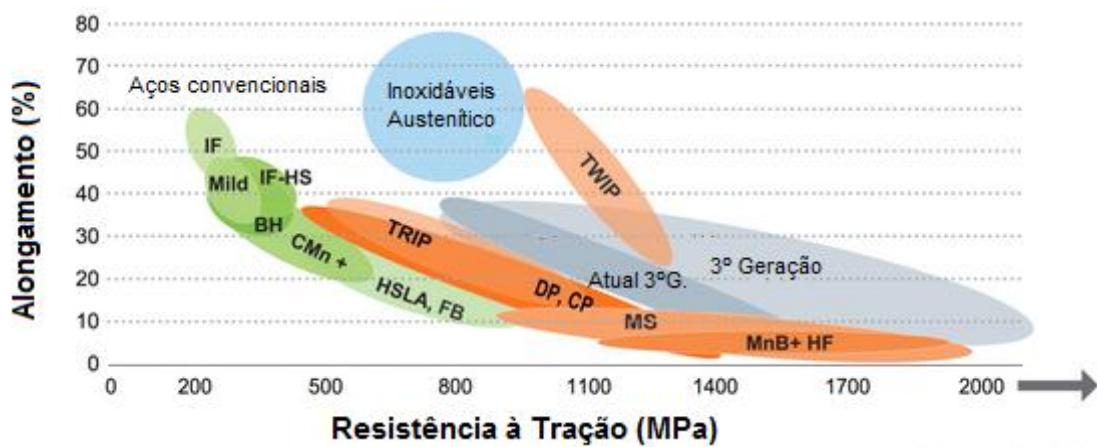
### 2.7 AÇOS AVANÇADOS

Segundo a fonte eletrônica Wordautosteel (2014), Aços avançados de alta resistência (Aços AHSS) são materiais complexos, sofisticados, com composições químicas cuidadosamente selecionadas e microestruturas multifásicas resultantes de processos de aquecimento e resfriamento precisamente controlados. Vários mecanismos para o aumento da resistência são empregados para alcançar níveis de resistência, ductilidade, tenacidade e propriedades de fadiga. Ao contrário dos aços baixo carbono fabricados no passado, os aços de alta resistência e baixo carbono fabricados atualmente são excepcionalmente leves e projetados para atender os desafios dos veículos de hoje para rigorosas normas de segurança, redução de emissões, desempenho sólido, a custos acessíveis.

A família dos aços avançados de alta resistência (AAAR) inclui *Dual-Phase* (DP), *Complex-Phase* (CP), Ferrítico-Bainítico (FB), Martensítico (MS ou MART), Aços com efeito TRIP, plasticidade induzida por transformação *Hot-Formed* (HF) e aços com efeito TWIP, plasticidade induzida por maclação. A primeira e segunda geração dos AAAR são

excepcionalmente qualificadas para atender as demandas de desempenho funcional de certas partes dos automóveis. Por exemplo, DP e aços TRIP são excelentes nas zonas de colisão do carro para a sua alta absorção de energia. Para elementos estruturais da carroceria, utilizam-se aços extremamente resistentes, como os Martensíticos. Recentemente, tem havido um aumento do financiamento e pesquisa para o desenvolvimento da "terceira geração" de AAAR. Estes são os aços com melhores combinações de resistência e ductilidade. A Figura 2.25 mostra a organização dos aços avançados de alta resistência desenvolvidos com relação às propriedades de resistência a tração e alongamento.

Figura 2.25 - Diagrama de aços avançados e convencionais.



Fonte: (Adaptado de WORDAUTOSTEEL, 2014).

## 2.8 AÇOS BIFÁSICOS

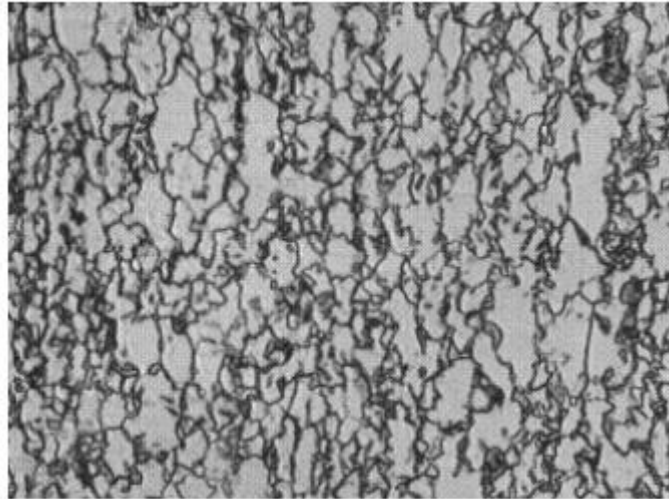
A década de 70 foi um período marcante para o aço na indústria automobilística. A crise do petróleo, as iniciativas em desenvolvimento sustentável e a concorrência de novos materiais neste mercado colocaram em xeque as montadoras automobilísticas e pressionaram os estudiosos para o desenvolvimento de veículos com estruturas em aços mais leves para redução do consumo de combustível e menor agressão ao meio ambiente.

Várias pesquisas começaram e surgiram então os primeiros aços denominados aços de nova geração que possuíam melhor resistência em relação aos aços doces utilizados na fabricação dos veículos.

A alta resistência dos novos aços desenvolvidos permitia a diminuição da espessura das chapas utilizadas na carroceria. Mas esse novos materiais desenvolvidos não apresentavam deformação apreciável, o que dificultava na conformação de estruturas mais complexas.

Para se resolver esse problema foi desenvolvido um novo tipo de aço que reunia estas duas propriedades antagônicas, boa resistência e conformabilidade, entre outras. O desenvolvimento de uma liga com baixo teor de carbono que atendesse estas necessidades foi possível com aços apresentando microestrutura formada por ferrita poligonal e cerca de 10 a 20% de martensita em formas de pequenas ilhas dispersas na matriz, Figura 2.26.

Figura 2.26 – Aço Bifásico. Aumento de 500 x.



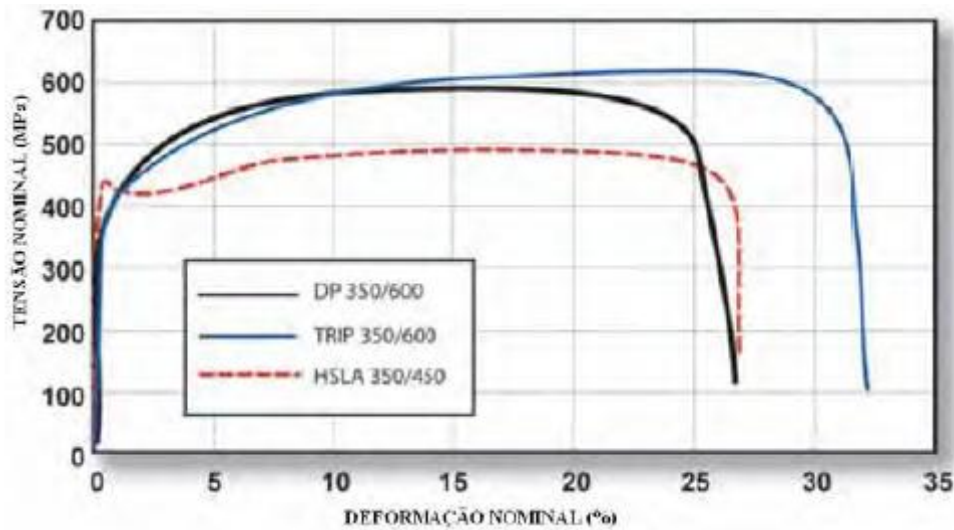
Fonte: (Próprio autor).

“Essa microestrutura propicia um comportamento mecânico peculiar, cujas características principais são:

- Ausência de ponto de escoamento;
- Limite de escoamento a 0,2% entre 400 e 500 MPa;
- Alta taxa de encruamento ( $n = 0,2$  a  $0,3$ );
- Limite de resistência entre 600 e 800 MPa;
- Baixa relação limite de escoamento/limite de resistência ( $0,5$  a  $0,6$ );
- Alongamento total igual ou superior a 25%”. (GORNÍ, 1989, p. 1).

A curva tensão x deformação para os aços bifásicos é mostrado na Figura 2.27.

Figura 2.27 – Curva Tensão x Deformação de um aço TRIP 350/600, DP 350/650 e de um aço ARBL 350/450.



Fonte: (MARTINS, 2011).

Aços com estas propriedades e microestruturas são denominados aços bifásicos (*Dual-Phase Steels*). É importante ressaltar que aços denominados bifásicos, na engenharia de materiais, são aços formados essencialmente por ferrita poligonal e martensita nas proporções descritas acima. Portanto um aço formado por Ferrita e Bainita, por exemplo, é um aço formado por duas fases, mas não podemos denominá-lo aço bifásico. Os aços bifásicos, *Dual-Phase*, são comumente chamados de DPX, onde X indica o mínimo valor de resistência à tração do material.

Segundo Gorni (1995) aços contendo duas fases são classificados em três tipos principais:

- Duplex: as duas fases dominam igualmente a microestrutura e estão presentes em cristalitos de igual tamanho, distribuídos estatisticamente e vizinhos entre si;
- Dispersão: é caracterizado pelas partículas de segunda fase totalmente espalhadas e isoladas entre si pela fase matriz;
- Rede: a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase matriz.

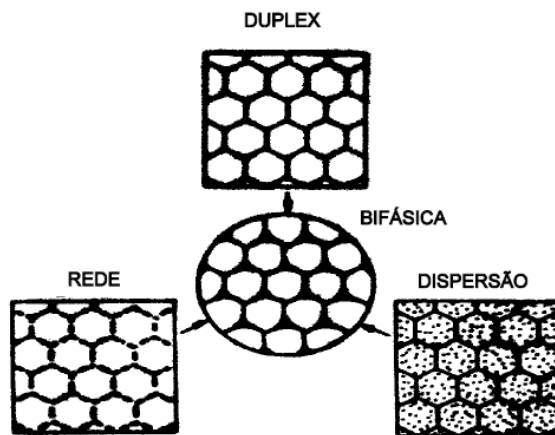
Um modelo proposto por Gorni (1995) para a estrutura bifásica, reuni as características dos três tipos fundamentais de microestruturas com duas fases, ou seja:

- Da microestrutura duplex decorre que as quantidades de grãos das duas fases por volume devem ser iguais. Logo, as razões entre os volumes de grãos das duas fases e as frações em volumes devem ser iguais;

- Da microestrutura em dispersão vem a condição de que a segunda fase deve ser totalmente isolada pela matriz, para se garantir a ductilidade e conformabilidade do material;
- Da microestrutura em rede surge a imposição de que a segunda fase se localize exclusivamente nos contornos de grão da fase matriz.

Os quatro tipos de microestrutura podem ser vistos esquematicamente na Figura 2.28. A Tabela 2.1 mostra os parâmetros microestruturais que influenciam as propriedades mecânicas do produto, incluindo-se aí o tamanho de grão da fase ferrítica e das ilhas de martensita.

Figura 2.28 – Representação esquemática da topologia dos aços bifásicos.



Fonte: (GORNI, 1995).

Tabela 2.1 – Esquema do efeito dos diversos parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas dos aços bifásicos, (L.E = Limite de escoamento e L.R = Limite de resistência). Fonte: (GORNI, 1995).

	L.E.	L.R.	L.E./L.R.	Al. Unif.	Al. Total
↑Fração de Martensita	↑↑	↑↑	—	↓	↓
↑Fração de Bainita	↑	↑	—	↓	↓
↑Dureza da Martensita	↑	↑	↓	↓	↓
↑Dureza da Ferrita	↑	↑	↓	↓	↓
↓Tam. Grão Seg. Fase	—	↑↑	↓	↑	↑
↓Tam. Grão Ferrita	↑	↑	↑	↑	↑

O aço bifásico é um aço de baixo teor de carbono e baixo teor de liga, tendo como principais elementos o manganês, silício e cromo. O baixo teor de carbono e o elemento silício aceleram a formação da ferrita, enquanto o manganês e cromo retardam a transformação da austenita em perlita para no resfriamento transforma-se em martensita. Molibdênio também é utilizado com o mesmo propósito do manganês e cromo.

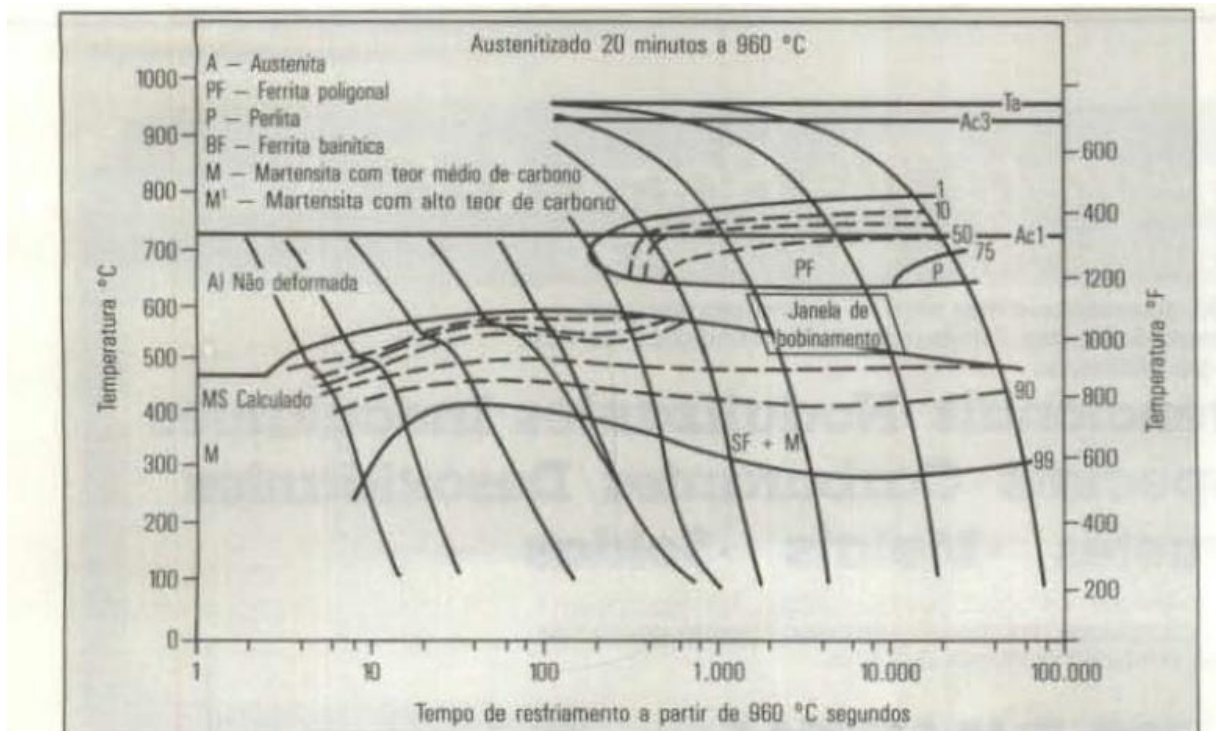
Para se obter um aço com estrutura bifásica existem três rotas de fabricação desenvolvidas pelos estudiosos:

- Laminação a quente;
- Recozimento intercrítico.

“Em princípio, é a espessura da chapa de aço bifásico que define sua rota de fabricação. Para espessuras entre 2,0 e 5,0 mm, as chapas podem ser produzidas diretamente da saída do laminador de tiras a quente. Os primeiros aços bifásicos produzidos com chapas de aço com espessura entre 150 mm e 200 mm eram aquecidas a 1250 °C e laminadas a quente, até a espessura desejada, produzindo-se uma tira que, a seguir, é resfriada rapidamente através de jatos de água (50 – 60 °C/s) até uma temperatura entre 200 °C e 600 °C, que é função da composição química do aço. A seguir a tira era bobinada e resfriada lentamente ao ar (aproximadamente 30 °C/h)”. (Gorni, 1989, p.2).

A Figura 2.29, mostra o diagrama TRC para um aço bifásico.

Figura 2.29 – Diagrama TRC para aço bifásico com 0,065%C; 1,20% Mn; 0,87% Si; 0,38% Mo; 0,61% Cr.



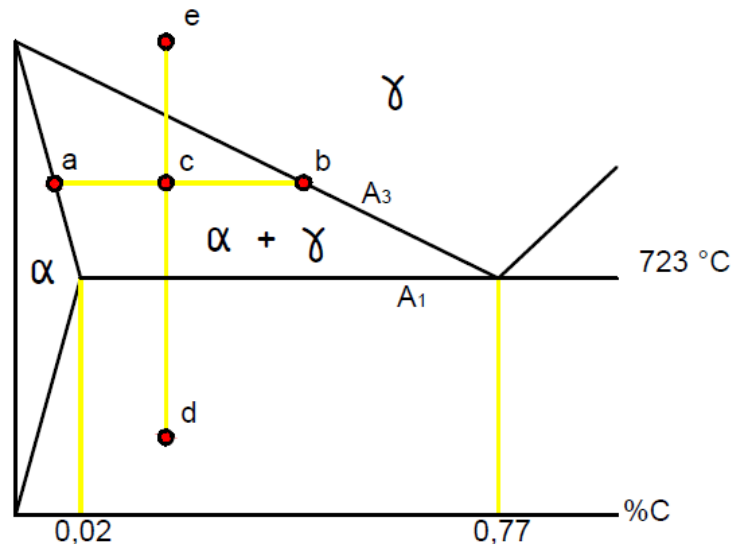
Fonte: (GORNI, 1989).

De acordo com Gorni (1989) Outra possibilidade de se produzir chapas de aço bifásico com 2,0 a 5,0 mm de espessura está no recozimento posterior da tira a quente numa linha adaptada de galvanização. A temperatura utilizada nesse processo é função da composição

química do aço e deve estar dentro da região intercrítica, entre as linhas  $A_1$  e  $A_3$ , do diagrama Fe-C, ou seja, na região de coexistência de ferrita e austenita.

A seguir, Figura 2.30, é mostrado o tratamento para obtenção de uma microestrutura bifásica.

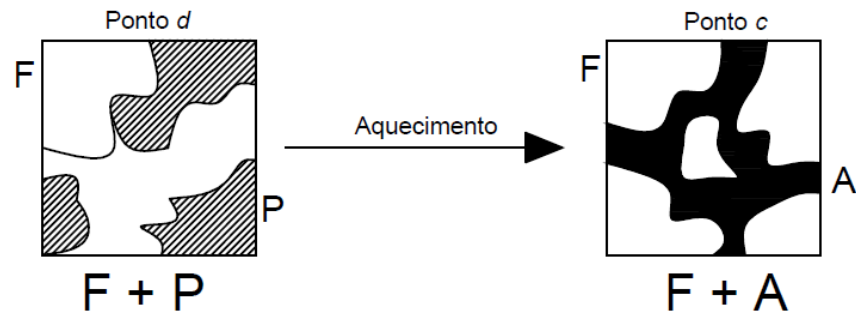
Figura 2.30 – Tratamento intercrítico.



Fonte: (Próprio autor).

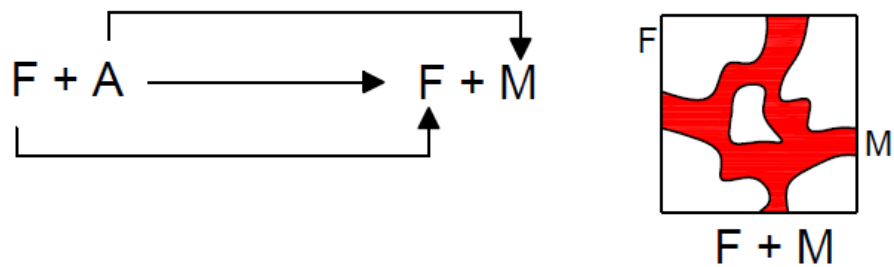
Existem duas rotas para obtenção de microestrutura bifásica, aquecimento a partir do ponto  $d$  ou resfriamento a partir de  $e$ . O ponto  $c$  está situado na zona intercrítica onde a microestrutura sofre uma transformação que possibilita a formação da estrutura bifásica. Aços bifásicos possuem baixo teor de carbono, portanto quando aquecidos e resfriados rapidamente, tratamento de têmpera, a estrutura austenítica não possui fração suficiente de carbono para transformação em martensita. Quando o aço é aquecido ou resfriado até a região intercrítica, ponto  $c$ , ferrita e austenita coexistem. O material é mantido nesta faixa de temperatura para que se forme por volta de 80% de ferrita, a ferrita possui solubilidade máxima de carbono de 0,02%, então nesta temperatura a austenita, com solubilidade máxima de 0,77%, não transformada se enriquece de carbono, ganhando assim temperabilidade suficiente para que no resfriamento posterior esta austenita remanescente se transforme em martensita. A obtenção da estrutura bifásica é mostrada nas Figuras 2.31 a 2.34.

Figura 2.31 – Obtenção de estrutura bifásica – Aquecimento.



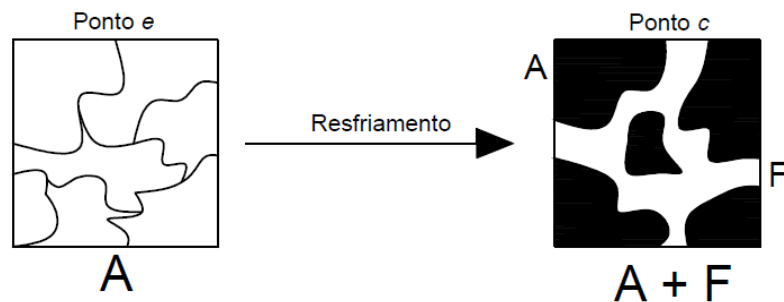
Fonte: (Próprio autor).

Figura 2.32 – Obtenção de estrutura bifásica – Têmpera. Formação de Matriz ferrítica com martensita dispersa.



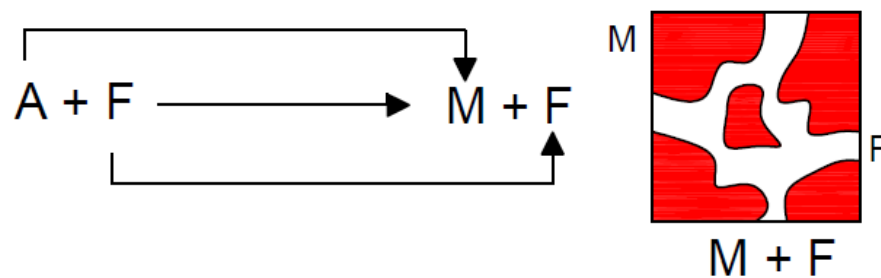
Fonte: (Próprio autor).

Figura 2.33 – Obtenção de estrutura bifásica – Resfriamento.



Fonte: (Próprio autor).

Figura 2.34 – Obtenção de estrutura bifásica – Têmpera. Formação de Matriz martensítica com ferrita dispersa.



Fonte: (Próprio autor).



Quando é necessário obter espessuras de chapas inferiores a 2 mm, é necessário submeter o material a deformação a frio. Neste caso as chapas são laminadas a frio e posteriormente sofrem o tratamento intercrítico.

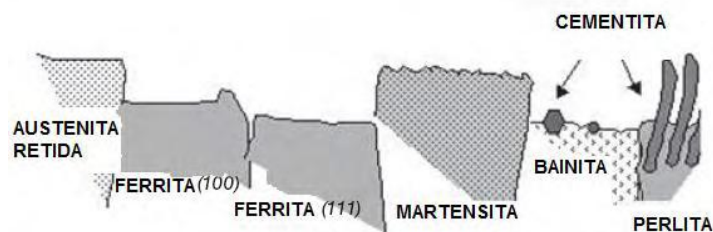
## 2.8 ATAQUE QUÍMICO

“Ataque químico é basicamente um processo de corrosão controlada resultante da ação eletrolítica entre áreas superficiais de potenciais eletroquímicos diferentes. Portanto, em um aço contendo mais de uma fase, a visualização da microestrutura se dá pela diferença de altura originária da corrosão do ataque químico de acordo com a Figura 2.35”. (Fukuguchi, 2010).

De acordo com Angeli, Füreder Kneissl, 2006, o comportamento das fases em relação à erosão proveniente do ataque químico corrosivo é a seguinte:

- Austenita: baixa a nenhuma erosão, o que permite uma topografia bastante suave;
- Martensita: baixa erosão, muito semelhante ao da austenita; o ataque é também uma função do conteúdo de carbono na martensita;
- Martensita revenida: comportamento entre martensita e bainita;
- Bainita: erosão como da ferrita, relativamente intensa;
- Ferrita: erosão mais intensa, maior dependência da orientação de grãos, estrutura de contornos de grãos bem visíveis.

Figura 2.35 – Diferença na erosão das fases perante ataque químico.



Fonte: (ANGELI, FÜREDER KNEISSEL, 2006).

### 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 MATERIAL

O material utilizado neste trabalho foi fornecido ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP pela empresa ARCELOR MITTAL, em forma de chapas galvanizadas por imersão a quente com dimensões 240 x 240 mm. Foram utilizados duas classes dos aços bifásicos, o DP600 (*Dual-Phase 600*) e o DP780 (*Dual-Phase 780*). A composição química, em peso dos elementos químicos, dos materiais está representada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química dos aços DP600 e DP780.

Elemento de Liga	DP600	DP780
	% em peso	% em peso
Carbono (C)	0,1	0,14
Silício (Si)	0,2	0,22
Manganês (Mn)	1,9	2,2
Fósforo (P)	0,02	0,02
Enxofre (S)	0,005	0,005
Cromo (Cr)	0,344	0,267
Alumínio (Al)	0,03	0,031
Titânio (Ti)	—	0,02
Cálcio (Ca)	0,0035	0,0035
Molibdênio (Mo)	—	0,115

#### 3.2 PREPARAÇÃO E ANÁLISE METALOGRAFICA

Neste trabalho, as técnicas utilizadas para a preparação metalográfica seguiram os processos normatizados pela ASTM E 3-11 (2011) de seccionamento, embutimento, lixamento, polimento e foram realizadas no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG – UNESP.

### 3.2.1 Seccionamento

As amostras para análise metalográfica foram extraídas das chapas laminadas de aço DP600 e DP780. Utilizou-se máquina de corte por serra de fita vertical, modelo RMF 400-S, fabricada pela ROMARFRA, ver Figura 3.1, do laboratório de Usinagem do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG – UNESP.

Figura 3.1 – Máquina de corte por serra de fita vertical – DMT-FEG-UNESP.

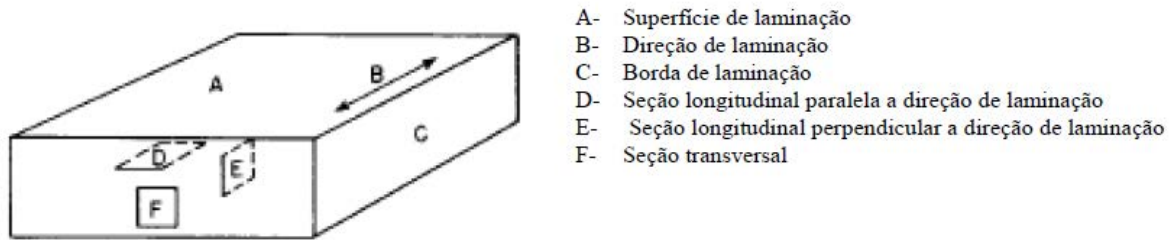


Fonte: (Próprio autor).

O corte com auxílio da serra de fita gera calor na amostra, mas esse calor gerado não é suficiente para ocasionar alterações microestruturais, inclusive o calor gerado é menor que no embutimento e o controle é realizado pelo próprio operador de corte, pois o seccionamento é realizado manualmente o que permite o controle. As bordas das amostras são as partes mais afetadas, por isso são desprezadas na captura de micrografias, além disso, as bordas são a parte da amostra onde o ataque químico age de forma heterogênea, por isso o corte com serra de fita não oferece problema para a preparação das amostras.

Foram extraídas amostras da seção longitudinal paralela à direção de laminação, item (D) da Figura 3.2.

Figura 3.2 – Nomenclatura das localizações de áreas mostradas em fotomicrografias.



Fonte: (FUKUGAUCHI, 2010).

### 3.2.2 Embutimento

A etapa de embutimento é essencial na preparação das amostras metalográficas, pois facilita o manuseio das amostras nas etapas de lixamento e polimento.

Utilizou-se embutimento a quente com baquelite que tem a vantagem de ser um procedimento rápido, e o produto final possui elevada dureza e excelente manuseabilidade.

O embutimento foi realizado na máquina arotec PRE 30Mi, Figura 3.3, utilizando-se pressão de 100 kgf/cm<sup>2</sup>.

A Figura 3.4 mostra as amostras metalográficas após o embutimento. Finalizado este processo foi realizada a identificação das amostras com auxílio de um gravador vibrador com ponto em aço temperado, ver Figura 3.5.

Figura 3.3 – Equipamento para embutimento – DMT-FEG-UNESP.



Fonte: (Próprio autor).

Figura 3.4 – Amostras metalográficas após embutimento – DMT-FEG-UNESP.



Fonte: (Próprio autor).

Figura 3.5 - Marcação de amostra utilizando gravador vibrador – DMT-FEG-UNESP



Fonte: (FUKUGAUCHI, 2010).

### 2.2.3 Lixamento

O lixamento tem por objetivo eliminar os riscos e marcas obtidos, principalmente, no corte das amostras. Também deixa no mesmo plano a amostra metálica e o corpo obtido no embutimento.

Em metalografia esse procedimento é um dos mais demorados e mais importantes, pois a boa preparação acarretará em micrografias livres de marcas e riscos.

O procedimento de lixamento foi realizado no Laboratório de Metalografia, do DMT/FEG/UNESP. As amostras foram lixadas com lixas d' água, Figura 3.6, com a seguinte sequencia granulométrica: # 220, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 1500 mesh. A condição necessária para a mudança de lixa é a seguinte: a amostra apresenta riscos gerados pelas lixas, paralelos entre si; com esta condição deve-se passar para a lixa seguinte, sempre rotacionando

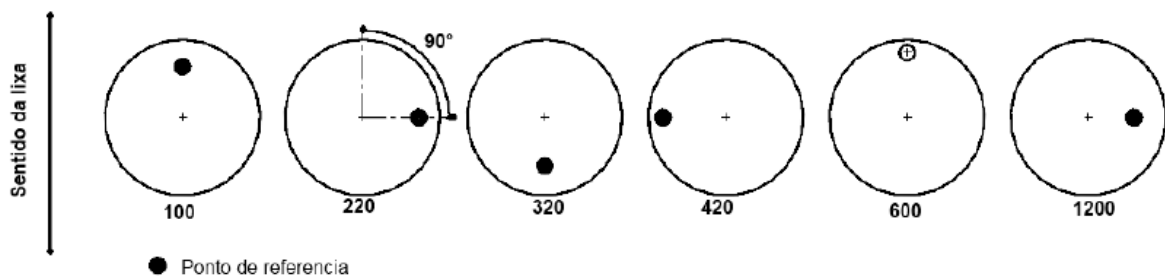
a amostra em 90 graus, Figura. Após utilizar todas as lixas, a superfície da amostra já começa a espelhar (este é um parâmetro para saber se o trabalho no lixamento foi realizado adequadamente).

Figura 3.6 – Lixadeira contendo seqüência de lixa d'água – DMT-FEG-UNESP.



Fonte: (Próprio autor).

Figura 3.7 – Representação esquemática do método de lixamento com trabalho em sentidos alternados.



Fonte: (ROHDE, R. A – Metalografia, 2010).

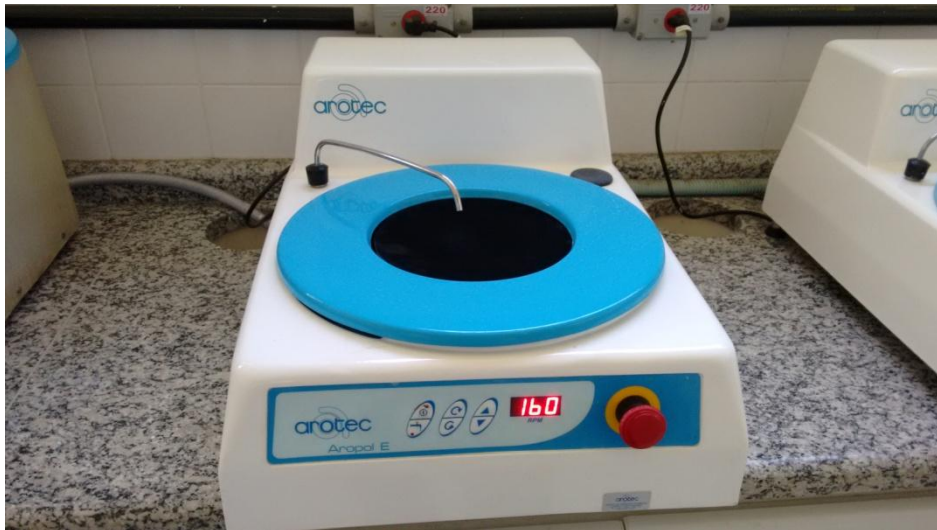
### 3.2.4 Polimento

O polimento é processo final de preparação das amostras e tem por objetivo a retirada dos riscos e marcas mais finas que o processo de lixamento não consegue retirar.

Foi utilizado pano para polimento OP-NAP, fabricação STRUERS, e a mistura de água destilada e suspensão de sílica coloidal para materiais ferrosos, OP-U Suspension (0,25  $\mu\text{m}$ ), fabricação STRUERS.

Neste processo utilizaram-se dois tipos de polimento, variando a rotação da politriz. Um primeiro polimento, com rotação mais alta e um segundo polimento, realizando sempre antes do ataque químico, que é um polimento mais fino, utilizando-se baixa rotação para garantir a retirada de todas as marcas e riscos e ter uma superfície plana com alta reflexibilidade. A máquina utilizada para o polimento foi a arotec Aropol E, conforme Figura 3.8.

Figura 3.8 – Politriz arotec Aropol E - DMT/FEG/UNESP.



Fonte: (Próprio autor).

### 3.2.5 Ataque Químico

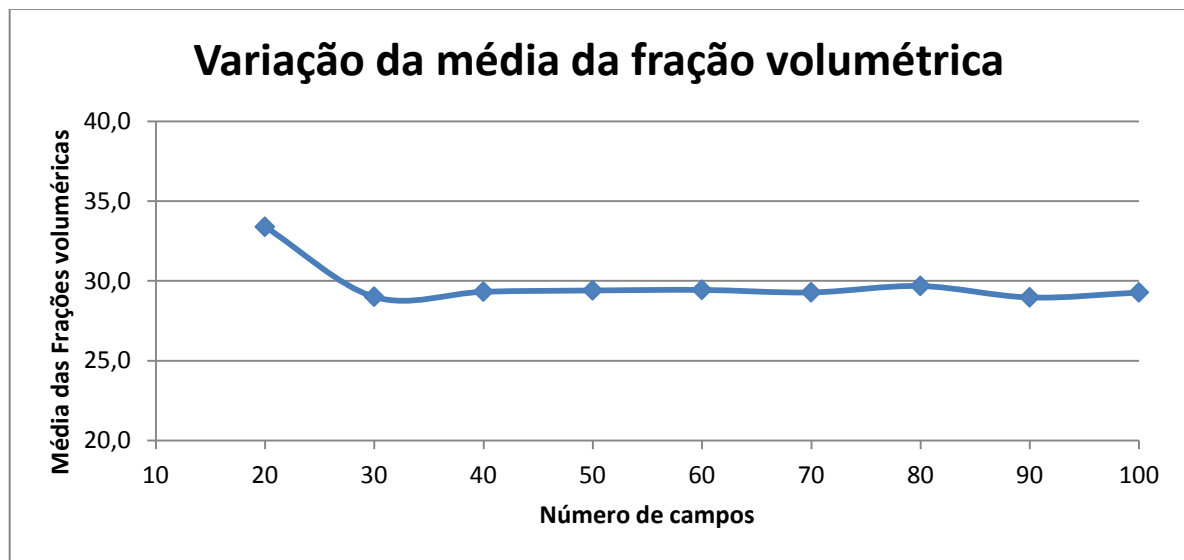
Segundo Fukugauchi (2010) a superfície do metal polido corretamente reflete a luz de forma homogênea e não permite distinguir os microconstituintes de sua estrutura. A microestrutura é revelada somente por meio da aplicação de um ataque apropriado. Para se obter uma condição de contraste bem delineada após o ataque químico, algumas medidas devem ser adotadas: o polimento da superfície deve ter sido eficaz, a amostra a ser atacada deve ter sido limpa, o reagente deve ter sido selecionado, preparado e as condições de ataque devem ser cuidadosamente controladas.

Para o ataque químico foi utilizado reagente NITAL 2%, solução de ácido nítrico, 2%, em álcool etílico. O tempo de ataque foi de 8 segundos para ambas as amostras utilizando o método de esfregamento. Este método consiste em saturar uma porção de algodão em um recipiente apropriado com ácido e esfregar este algodão embebido de ácido na superfície da amostra pelo tempo determinado.

### 3.2.6 Captura das Imagens

Após o ataque químico realiza-se a captura dos campos para análise das imagens. As análises foram feitas em 30 campos de acordo com estudo previamente realizado em um aço bifásico, com tempo de ataque de 12 segundos. Neste estudo foram capturados 100 campos e com o auxílio do software ImageJ calculou-se as médias das frações volumétricas da fase escura, martensítica, para 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90 e 100 campos. Observou-se que a partir de 30 campos a média se mantinha estável, para este caso 29%, conforme se observa no gráfico da Figura 3.9.

Figura 3.9 – Gráfico da variação da média da fração volumétrica.



Fonte: (Próprio autor).

Então, para cada material, foram capturados 30 campos com ampliação de 500 vezes para análise metalográfica com o software ImageJ.

### 3.2.7 Processamento das Imagens

Após a captura das imagens, utilizando o software ImageJ faz-se a análise da fração volumétrica da fase que se deseja, neste trabalho calculou-se a fração volumétrica da fase escura, martensita. Para obtenção da fase ferrítica, clara, basta subtrair o valor obtido de 100%. Este processo é realizado segundo um procedimento descrito no Quadro 3.1.



Quadro – 3.1 – Procedimento para análise de imagens utilizando software ImageJ (Adaptado de Brandão, 2007).

<i>Etapas para execução do software ImageJ utilizando o recurso threshold para ataque com Nital</i>	
<i>1. File</i>	
<i>1.1 Import</i>	
<i>1.2 Image Sequence - Selecionar a sequência de imagens desejada</i>	
<i>1.2 Image Sequence - Selecionar a sequência de imagens desejada</i>	
<i>2. Process</i>	
<i>2.1 Enhance Contrast</i>	
<i>2.2 Satured Pixels - 0 %</i>	
<i>2.3 Normalize - ✓</i>	
<i>2.4 Ok</i>	
<i>3. Image</i>	
<i>3.1 Duplicate</i>	
<i>3.2 Duplicate Entire Stack</i>	
<i>4. Image</i>	
<i>4.1 Adjust</i>	
<i>Compara visualmente alguns pontos de referência com a foto original duplicada e ajustar nas setas a fase a ser medida.</i>	
<i>4.2 Threshold Apply</i>	
<i>4.3 Process Stack? Yes</i>	
<i>5. Analyze</i>	
<i>5.1 Set Measurement</i>	
<i>5.2 Area fraction - ✓</i>	
<i>6. Analyze</i>	
<i>6.1 Analyze Particles</i>	
<i>6.2 Process Stack? Yes</i>	

### 3.2.8 Propriedades Mecânicas

Para avaliar as propriedades mecânicas do material, DP600 e DP780, realizaram-se os ensaios de tração e dureza.

O ensaio de tração foi realizado segundo a norma ASTM E 8M (2011) com corpos-de-prova planos obtidos das chapas laminadas. Os corpos-de-prova foram usinados no Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP.

O ensaio de tração foi realizado na máquina SHIMADZU, Figura 3.10, no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP.

Figura 3.10 – Máquina para ensaio de Tração DMT – FEG – UNESP.



Fonte: (Próprio autor).

O ensaio de Dureza foi realizado no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP de acordo com a norma ASTM E 18 (2011) para ensaio de dureza Rockwell. Foram realizados ensaios de dureza Rockwell na escala A, HRA, para as duas amostras. O ensaio de dureza Rockwell A é indicado para chapas de aço, metal duro e aços endurecidos. Este ensaio é realizado com indentador de cone de diamante de 120°.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

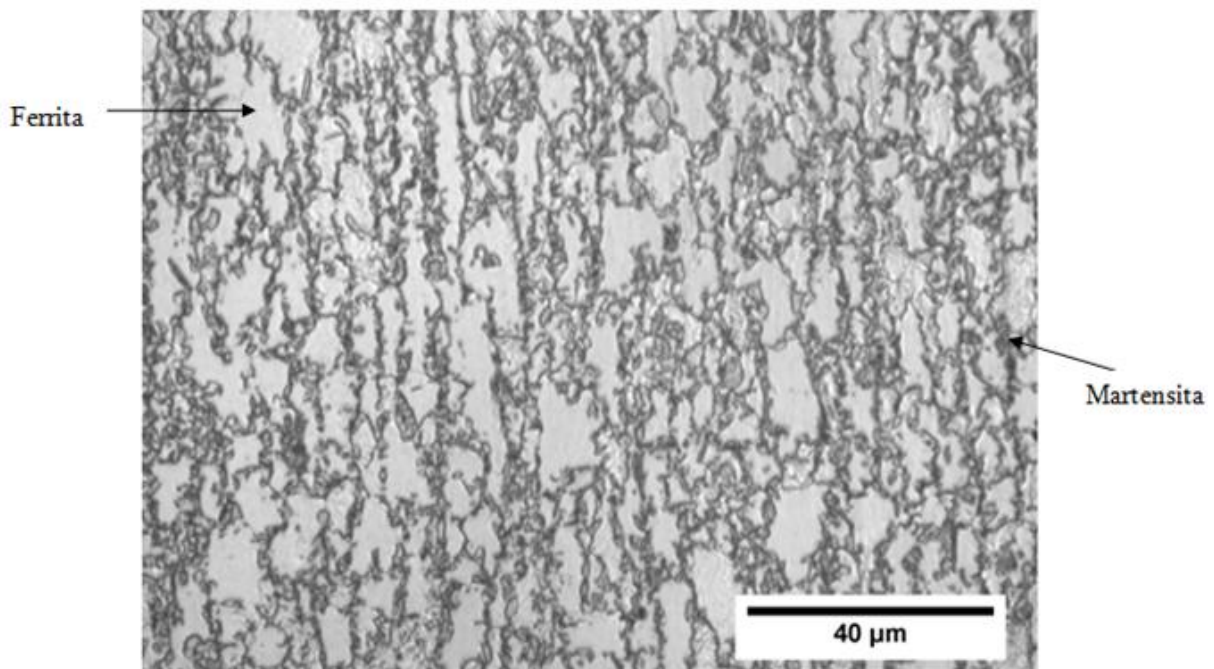
### 4.1 ANÁLISE METALOGRAFICA

As imagens obtidas após a realização do procedimento metalográfico mostram que esta técnica é muito eficaz na revelação das fases presentes em um aço bifásico. Nitidamente é possível diferenciar fases claras, ferríticas, e fases escuras, martensíticas.

Apesar de um aço bifásico ser formado por estrutura ferrítica - martensítica, na estrutura mais escura também pode estar presente austenita retida e bainita. No ataque químico utilizando o reagente NITAL 2% se houver bainita ela estará identificada junto com a martensita, em tom mais escuro. Se houver austenita retida o ataque revelará esta fase em tons mais claro junto com a ferrita. Mas a fração dessas duas fases chegam a ser inferior a um por cento e não são consideradas como parte da microestrutura do aço bifásico.

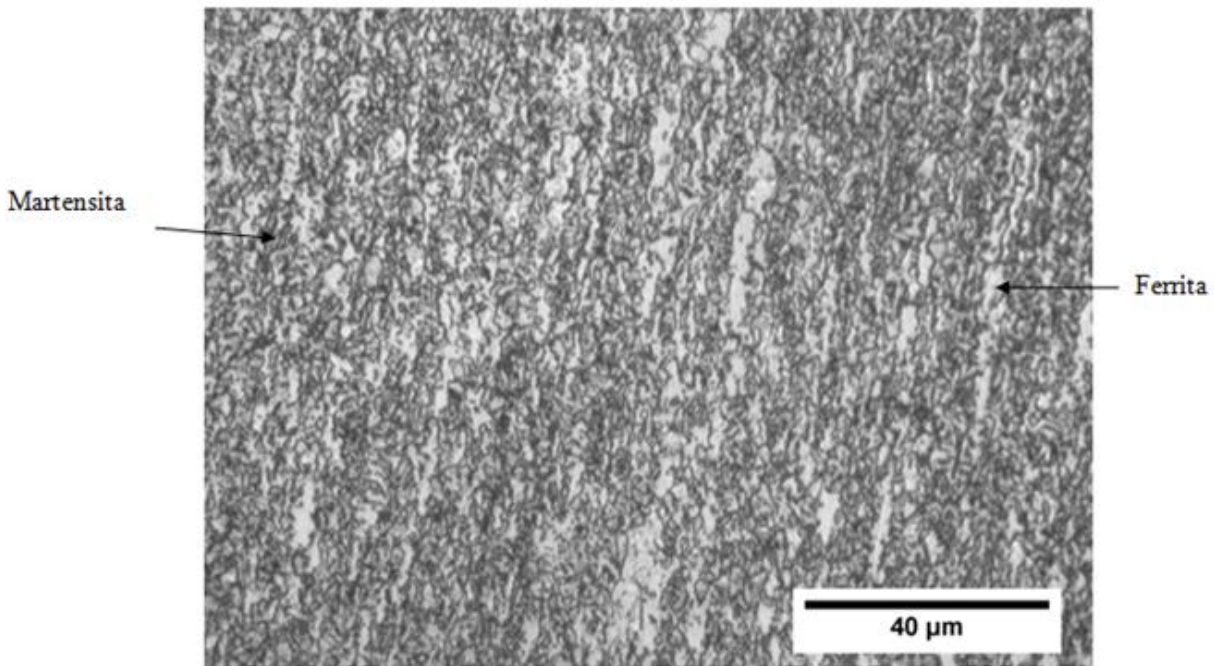
As Figuras 4.1 e 4.2 mostram respectivamente as micrografias dos aços DP600 e DP780.

Figura 4.1 – Micrografia do aço DP600, aumento de 500x.



Fonte: (Próprio Autor).

Figura 4.2 - Micrografia do aço DP780, aumento de 500x.



Fonte: (Próprio autor).

As micrografias dos aços DP600 e DP780 mostram as diferenças de suas microestruturas.

O aço DP600 possui grãos maiores de ferrita, visualmente perceptível nas Figuras 4.1 e 4.2, que envolvem ilhas martensíticas. Pode-se notar na Figura 4.1 que a fase mais clara, ferrítica é predominante no aço DP600.

Já o aço DP780 possui microestrutura contendo uma maior fração de martensita, fase mais escura, como se pode visualizar na Figura 4.2. Além disso, este aço possui uma microestrutura mais refinada em relação ao aço DP600.

As frações volumétricas das fases presentes nos aços, avaliadas por microscopia óptica estão mostradas na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Frações volumétricas das fases presentes nos aços DP600 e DP780.

Fases	DP600	DP780
<b>Martensita</b>	24	35
<b>Ferrita</b>	76	65
<b>Desvio Padrão</b>	5	8

Como observado nas micrografias dos aços, o aço DP780 possui uma maior porcentagem de martensita e, conseqüentemente, menor porcentagem de ferrita. Essa

diferença nas frações volumétricas dos aços DP780 e DP600 influenciam diretamente em suas propriedades mecânicas, pois se sabe que a fase martensítica é responsável pela dureza e resistência do material, enquanto a fase ferrítica é responsável por sua ductilidade e tenacidade.

Com as frações volumétricas obtidas no estudo das microestruturas dos aços foi realizada uma estimativa da dureza e resistência dos aços DP600 e DP780.

#### 4.2 ESTIMATIVA DE PROPRIEDADES

Garcia, a; Spim, J. A; dos Santos, C. A (2012), aplicaram uma técnica onde a partir das durezas Brinell, já conhecidas em literatura, das fases presentes no material obtém-se a dureza final do material multiplicando as frações volumétricas das fases por suas respectivas durezas Brinell.

Ao se calcular a dureza Brinell do material, através de uma equação experimental, calcula-se a resistência do material.

Esta técnica é muito utilizada para casos quando não se tem a disposição uma máquina para ensaio de tração e deseja estimar a resistência do material. Neste trabalho foram calculadas a dureza dos materiais através das frações volumétricas e a resistência, a fim de comparar com as propriedades encontradas nos ensaios realizados. A comparação dos resultados fornecerá a qualidade do ataque químico realizado e a contagem das fases. Portanto podemos utilizar esta técnica como uma ferramenta de análise qualitativa, quão mais próximos os resultados estimados estiverem dos resultados ensaiados, maior é a qualidade da análise metalográfica feita, pois todos os resultados estimados são baseados nas frações volumétricas calculadas das fases presentes nos aços.

A Tabela 4.2 mostra a dureza Brinell das fases presentes já encontradas em literatura.

Tabela 4.2 – Dureza Brinell das fases de um aço bifásico (Adaptado de GARCIA, A. Ensaio dos materiais 2ª edição).

<b>Fases</b>	<b>Dureza Brinell</b>
<b>Ferrita</b>	80
<b>Martensita 0,4%C</b>	595

A equação experimental é uma relação entre a dureza Brinell do material e a resistência à tração do material:

$$\sigma_u = \alpha \times HB$$

onde:

$\sigma_u$  = Limite de resistência à tração (MPa);

$\alpha$  = Constante experimental;

HB = Dureza brinell do material.

A constante experimental varia de acordo com o material, para o caso do aço bifásico deve-se utilizar a constante como sendo 3,30, de acordo com Garcia, A; Spim, J. A; Dos Santos, C. A (2012), valor para aço-ligado tratado termicamente.

A Tabela 4.3 mostra os resultados estimados da dureza e do limite de resistência à tração do material:

Tabela 4.3 – Resultados estimados através das frações volumétricas e equação experimental.

<b>Resultados Estimados</b>	<b>Aço DP600</b>	<b>Aço DP780</b>
<b>Cálculo Martensita</b>	0,24x 595	0,35 x 595
<b>Cálculo Ferrita</b>	0,76 x 80	0,65 x 80
<b>Dureza Martensita [HB]</b>	143	208
<b>Dureza Ferrita [HB]</b>	61	52
<b>Dureza Brinell do Material [HB]</b>	204	260
<b>Constante Experimental</b>	3,3	3,3
<b>Resistência à Tração estimada [MPa]</b>	672	859

Como pode ser observado na tabela 4.2 a martensita possui dureza Brinell superior a ferrita, portanto quando se compara as frações volumétricas, Tabela 4.1 e 4.3, dos aços DP600 e DP780 espera-se que o aço DP780 seja mais resistente e menos dúctil que o aço DP600, pois o aço DP780 possui uma fração de martensita maior que o aço DP600.

#### 4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

A Tabela 4.4 contém os dados obtidos do ensaio de tração. O aço DP780 mostrou ser mais resistente que o aço DP600, por outro lado possui alongamento inferior. O erro entre a resistência estimada e a obtida através do ensaio de tração foi inferior a 3% tanto para o aço DP780 como para o aço DP600. Este pequeno erro mostra que o ataque químico conseguiu revelar e diferenciar bem as microestruturas das fases presentes. Um possível fator para esse valor das diferenças dos valores das resistências estimadas e obtidas em ensaio é que o ataque químico realizado com Nital 2% além de revelar as fases ele também deixa os contornos de grãos em tons de cinza escuro, portanto o software ImageJ calcula todos os contornos de grãos como sendo fase martensítica. Como a diferença entre os valores das resistências

estimadas e obtidas através do ensaio é pequena pode-se afirmar que a técnica utilizada por Garcia, A; Spim, J. A; dos Santos, C. A (2012), é representativa e pode-se utilizá-la em condições quando não é possível ensaiar um material.

Uma característica do aço bifásico é não possuir ponto de escoamento, portanto calcula-se este ponto para uma deformação de 0,02%. Com limites de escoamentos superiores a 400 e 600 MPa para, respectivamente, os aços DP600 e DP780 mostra como esse material consegue suportar elevadas cargas sem se deformar, este é uma das principais propriedades exigidas em qualquer estrutura.

A alta resistência e apreciável alongamento mostra, assim como, o módulo de resiliência, que o material consegue suportar altas energias de deformação sem sofrer deformações permanentes. Esta propriedade é essencial no projeto e construção de estruturas veiculares, pois a utilização de ligas que conseguem resistir mais e mesmo assim absorvem grande quantidade de energia diminuem o peso dos veículos sem afetar a segurança do motorista e passageiros.

Tabela 4.4 – Propriedades mecânicas dos aços DP600 e DP780.

<b>Propriedades</b>	<b>DP600</b>	<b>DP780</b>
<b>Limite de Resistência à Tração [MPa]</b>	669,66	864,43
<b>Desvio Padrão</b>	0,08	31,55
<b>Limite de Escoamento [MPa]</b>	421,02	604,9
<b>Desvio Padrão</b>	8,41	1,86
<b>Alongamento [%]</b>	31,95	23,73
<b>Desvio Padrão</b>	1,92	3,26
<b>Módulo de Elasticidade [GPa]</b>	200,47	204,45
<b>Desvio Padrão</b>	13,63	1,02
<b>Módulo de Resiliência [MPa]</b>	0,44	0,89
<b>Desvio Padrão</b>	0,013	0,01

Comparando-se os resultados da Tabela 4.4 e 4.3, conclui-se que o limite de resistência à tração estimado foi muito próximo ao obtido em ensaio de tração, o a diferença entre os dois é de apenas 0,3% para o aço DP600 e 0,6% para o aço DP780, mostrando assim, a eficácia deste método para estimar a resistência dos materiais.

#### 4.4 ENSAIO DE DUREZA

Foi realizado o ensaio de dureza Rockwell A nas amostras dos aços DP600 e DP780. Posteriormente utilizando tabelas de conversão de durezas da empresa Aços Vic, converteu-se os valores encontrados no ensaio de dureza Rockwell A para dureza Brinell. Os resultados em dureza Rockwell A e Brinell encontram-se na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Dureza Rockwell A, HRA, e Brinell, HB, dos aços DP600 e DP780.

<b>Dureza</b>	<b>Aço DP600</b>	<b>Aço DP780</b>
<b>HRA</b>	54	62
<b>HB</b>	172	247

A diferença entre as durezas obtidas e estimadas são de 18,6% para o aço DP600 e de 5,3% para o aço DP780. Este valor considerável da diferença de durezas para o aço DP600 pode ser explicado pelo erro do ataque químico já citado, incluir os contornos das fases na contagem das fases martensíticas, bem como erros de transformação de dureza Rockwell A para dureza Brinell utilizando tabelas. Outro fator que importante é o tempo de ataque. Neste trabalho foi utilizado o mesmo tempo de ataque para o aço DP600 e DP780, mas como visto nas Figuras 4.1 e 4.2 as frações de ferrita e martensita para estes aços são diferentes então o tempo de reação do ácido na microestrutura é diferente.

Como os grãos de ferrita no aço DP600 são maiores, pode-se visualizar na Figura 4.1, é possível o indentador ser fixado em regiões com menor concentração de martensita, como a ferrita não oferece elevada resistência a dureza obtida no ensaio vai ser baixa.

O aço DP780 possui uma dureza superior que o aço DP600, pois em sua microestrutura possui mais martensita que o aço DP600.



## 5 CONCLUSÕES

Comparando as propriedades mecânicas e microestruturas dos aços DP600 e DP780 pode-se chegar as seguintes conclusões:

- A técnica de preparação e análise metalográfica utilizando-se o reagente NITAL 2% mostrou-se eficiente na identificação das fases presentes na microestrutura de um aço bifásico.
- O aço DP600 e DP780 possuem uma microestrutura formada de ferrita e martensita. O aço DP600 possui grãos ferríticos maiores que o aço DP780. O aço DP780 possui fração volumétrica de martensita maior que o aço DP600 e, conseqüentemente, fração volumétrica de ferrita menor.
- Os bifásicos, tanto da classe 600 como da classe 780, reúnem propriedades antagônicas, elevada resistência mecânica e bom alongamento, quando comparados com os aços utilizados na fabricação de carrocerias nas décadas passadas.
- Devido sua microestrutura conter maior porcentagem de martensita o aço DP780 possui maior resistência que o aço DP600. O aço DP780 também pode absorver maiores energias sem se deformar permanentemente quando comparado com o aço DP600. Em contrapartida, o aço DP600 é mais dúctil que o aço DP780.
- A maior fração de martensita na microestrutura também fornece ao aço DP780 uma dureza mais elevada que o aço DP600.
- A técnica para estimar as propriedades dos aços mostrou-se eficaz, os valores de resistência e dureza estimados foram bem próximos aos obtidos através de ensaios mecânicos. A diferença entre os resultados estimados e obtidos através de ensaios mecânicos para resistência mecânica foi de 0,3% para o aço DP600 e 0,6% para o aço DP780.

## **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Avaliar diferentes propriedades dos aços bifásicos, como fadiga e resistência ao impacto.

Utilizar outras técnicas e reagentes para caracterização das fases presentes nos aços bifásicos, como técnicas de Heat tinting e microscópio eletrônico de varredura e reagente Le Pera.

Caracterizar e determinar a fração de austenita retida na microestrutura dos aços bifásicos.

Comparar as propriedades e microestruturas dos aços bifásicos com outros aços avançados, como o TRIP e CP.

## 7 REFERÊNCIAS

ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL (AHSS) APPLICATION GUIDELINES, Version 3 – **International Iron & Steel Institute - Committee on Automotive Applications**, 2006

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 3-11**: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 8M**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, United States, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 18**: Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials, United States, 2011.

ANGELI, J.; FÜREDER, E; KNEISS, A. C. Etching Techniques for Characterizing the Phases of Low-Alloy Dual-Phase and TRIP Steels. **Prakt. Metallogr**, München, v.43, n.4, p.127-142, fev.2006.

BRANDÃO, S. A. A. **A Influência da deformação Plástica Sobre a Estabilidade Mecânica da Austenita Retida em Aços 300M**. 2007. 101 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais) – Faculdade de Engenharia do campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

CALLISTER, JR. W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução**. 8 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2013. 817p.

CALLISTER, JR. W. D. **Materials Science and Engineering an Introduction**. 7th ed. New York: J. Wiley, 2007. 817p.

CARDOSO, A. V et al. Mudança de Estrutura. In: \_\_\_\_. **Ciência dos Materiais Multimídia**. Disponível em: <<http://www.cienciadosmateriais.org/index.php?acao=exibir&cap=21&top=138>>. Acesso em: 8 dez 2014.

CASTRO, M. R. **Estudo sobre o uso do aço bifásico como matéria-prima em componentes estampados de carrocerias veiculares**. 2012. 70f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2012.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1998. 599p.

COSTA, S. A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646p.

FUKUGAUCHI, C. S. **Metodologia para Caracterização Metalográfica de um Aço TRIP por Microscopia Óptica**. 2010. 109 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais) – Faculdade de Engenharia do campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

GARCIA, A; SPIM, J. A; DOS SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais**. 2 ed. Rio de Janeiro – RJ: LTC, 2012. 365p.

GORNI, A. A.; BRANCHINI, O. L. G. A Produção de Chapas de Aço Bifásico. **Máquinas e Metais**, abril. 1989.

GORNI, A. A. Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas. **Corte & Conformação de Metais**, São Paulo, p.26-57, dez. 2008.

GORNI, A. A. Caracterização topológica da microestrutura dos aços bifásicos. **REM – Revista Escola de Minas**, 48:1, , 40-44. Janeiro-Março 1995.

MARTINS, M. S. **Caracterização em impacto e fadiga do aço Estrutural de Fases Complexas, utilizado na Indústria Automotiva**. 2011. 167f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

Manutenção & Suprimentos. **Formação da Bainita**. Disponível em <<http://www.manutencaoesuprimentos.com.br/conteudo/6180-como-se-forma-a-bainita/>>. Acesso em 7 dez. 2014.

PADILHA, A. F. **Ciência dos Materiais Microestrutura e Propriedades**. Curitiba: HEMUS AS, 2000. 343p.

PEREIRA, M. S.; GARCIA, P. E. L.; HASHIMOTO, T. M. **Microscopy Society of América**, Metallographic Procedure to Microstructural Characterization of a Multiphase Steel Applied to Pipelines Industry by Optical Microscopy, v. 8, n. 2, 1328-1331. 2002.

PEREIRA, M. S. **Caracterização Microestrutural e Mecânica de um Aço Multifásico, em Consonância com o Projeto ULSAB - AVC.** 2004. 98f. Tese (Livre Docência em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

PEREIRA, M. S. **O efeito do revenimento da martensita sobre o comportamento em fadiga de um aço bifásico.** 1992. 135 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1992.

ROHDE, R. A; **METALOGRAFIA PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS.** 3 ed. Santo Ângelo – RS: LEMM Laboratório de Ensaios Mecânicos e Materiais, 2010. 30p.

THELNING, K. E. **Steel and Its Heat Treatment: Bofors Handbook.** 2 ed. London, Boston: Butterworths, 1984. 678p.

WORLD Steel Association. **Steel Basics: TRIP.** Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org/SteelBasics/Steel-Types/TRIP.aspx>>. Acesso em: 7 jan. 2010.