

DIEGO LOPES RODRIGUES

ANÁLISE MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DO AÇO DP 600

Guaratinguetá

2015

DIEGO LOPES RODRIGUES

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DO AÇO DP 600**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do diploma de graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá

2015

R696a	Rodrigues, Diego Lopes Análise Microestrutural e Propriedades Mecânicas do Aço DP 600./ Diego Lopes Rodrigues – Guaratinguetá : [s.n], 2014. 63 f. : il. Bibliografia: f. 63-65 Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014. Orientador: Prof. Dr. Marcelos dos Santos Pereira Coorientadora: Cristina Sayuri Fukugauchi 1. Aço – propriedades mecânicas 2. Microestrutura I. Título
	CDU 669.14

DIEGO LOPES RODRIGUES

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO PARTE
DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS"

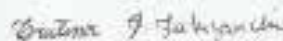
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Prof. Dr. Miguel Angel Ramirez Gil
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



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



M.^a CRISTINA SAYURI FUKUGAUCHI
UNESP-FEG



M.^a CÁSSIA CAVALCANTI DA SILVA
UNESP-FEG

Fevereiro de 2015

DADOS CURRICULARES
DIEGO LOPES RODRIGUES

NASCIMENTO 14.11.1988 – SÃO PAULO/SP

FILIAÇÃO Humberto Lopes Rodrigues
Francisca Alves dos Santos Rodrigues

2010/2014 Curso de Graduação
Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista
“Júlio de Mesquita Filho” *Campus* de Guaratinguetá

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a minha família por me apoiar e incentivar durante os anos de faculdade.

Ao meu orientador *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira*, pela compreensão, incentivo e conhecimento passado durante todo o período de estudo.

À minha coorientadora Cristina Sayuri Fukugauchi pelo incentivo e conhecimento passado.

Aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia pela colaboração e realização dos ensaios mecânicos que contribuíram para conclusão deste trabalho.

À faculdade, em geral, por proporcionar oportunidades que me ajudaram a trilhar o caminho profissional.

RODRIGUES, D. L. **Análise Microestrutural e Propriedades Mecânicas do Aço DP 600**. 2014, 63p. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

RESUMO

Buscando atender os requisitos: materiais de relativo baixo custo e de ampla aplicabilidade na indústria automotiva. A melhor opção foi o aço Dual Phase (DP), por esse ser mais leve, ter alta estampabilidade, atender aos requisitos de custo e aplicabilidade, o aço Dual Phase (DP) atende essas exigências com sua microestrutura bifásica, ferrita e martensita que afirmam a relação microestrutura e propriedades mecânicas. Neste contexto, a proposta deste trabalho foi correlacionar a microestrutura revelada na metalografia com as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de dureza e tração. A microestrutura foi revelada por intermédio de ataque químico com nital 2% e em seguida imagens capturadas da amostra foram processadas no software ImageJ de modo a obter a fração volumétrica das fases presentes. Foram avaliadas as propriedades mecânicas em relação à fração volumétrica das fases do aço DP 600 e analisadas em conjunto com as propriedades mecânicas obtidas através do ensaio de dureza Rockwell e do ensaio de tração. Com os valores das propriedades mecânicas, foi possível qualificar o método da metalografia, quanto ao ataque e a contagem de fase, de modo que se pode utilizar essa relação de propriedades ensaiada/calculada como ferramenta de análise qualitativa. O método aplicado para a correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas confirmou a importância das fases presentes no Aço Dual Phase para a obtenção das propriedades mecânicas desejadas na aplicação do aço.

PALAVRAS-CHAVE: Aço Bifásico, Microestrutura, Propriedades Mecânicas

RODRIGUES, D. L. **Microstructural Analysis and Mechanical Properties of Steel DP 600**. 2014, 63p. Graduate Work (Graduate in Materials Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

ABSTRACT

Seeking to meet the requirements: relatively low cost of materials and wide applicability in the automotive industry. The best option was the steel Dual Phase (DP), because that is lighter, have high formability, meet the cost requirements and applicability, steel Dual Phase (DP) came to meet these requirements with its two-phase microstructure, ferrite and martensite microstructure who claim to respect and mechanical properties. In this context, the aim of this study was to correlate the microstructure revealed in metallography to the mechanical properties observed in hardness and tensile tests. The microstructure is revealed by etching in 2% nital and then captured images of the sample were processed in ImageJ software to aid in determining the volume fraction of the phases present. Therefore, the mechanical properties were evaluated with respect to volume fraction of the steel layers and analyzed DP 600 together with the mechanical properties obtained by Rockwell hardness test and tensile test. With the values of the mechanical properties calculated and tested, it was possible to describe the method of metallography, as the attack phase and counts, so that it can use this relationship tested/calculated property as a qualitative analytical tool. The method used for the correlation between the microstructure and mechanical properties confirmed the importance of the phases present in the Dual Phase steel to obtain the desired mechanical properties in the application of the steel.

KEYWORDS: Biphasic Steel, Microstructure, Mechanical Properties

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Microestrutura de um aço DP, ferrita/martensita.	16
Figura 1.2	Relação limite de resistência e alongamento total dos aços avançados de alta resistência.	17
Figura 3.1	Estrutura CCC	20
Figura 3.2	Estrutura CFC	20
Figura 3.3	Solução sólida substitucional em uma estrutura CFC	21
Figura 3.4	Solução sólida intersticial em uma estrutura CFC	22
Figura 3.5	Diagrama Fe-C	23
Figura 3.6	Cinética de formação da perlita (reação eutetóide)	24
Figura 3.7	Cinética de transformação da austenita	25
Figura 3.8	Crescimento da Perlita	26
Figura 3.9	Nucleação e crescimento da perlita.	27
Figura 3.10	Difusão da austenita e formação da bainita.	28
Figura 3.11	Microestrutura Ferrita e Martensita	29
Figura 3.12	Aspectos termodinâmicos de formação da martensita	29
Figura 3.13	Efeito do teor de carbono nos parâmetros de rede da austenita e da Martensita	30
Figura 3.14	Curva de Recozimento Pleno	32
Figura 3.15	Recozimento Pleno visto no diagrama Fe-C	32
Figura 3.16	Recozimento Subcrítico visto no diagrama Fe-C	33
Figura 3.17	Ciclos de Recozimento Intercrítico	34
Figura 3.18	Diagrama de transformação para Normalização	35
Figura 3.19	Diagrama de transformação para Têmpera e Revenido	36
Figura 3.20	Ciclo de Têmpera e Revenimento	37
Figura 3.21	Materiais Projeto ULSAB	38
Figura 3.22	Consumo de Combustível x Parâmetros	39
Figura 3.23	Transformação Martensítica	40
Figura 3.24	Aços DP. Ampliação 500x	40
Figura 3.25	Comparativo entre aços HSLA, DP, TRIP – mesma classe de resistência	41

Figura 3.26	Comparativo entre aços HSLA, DP, TRIP – efeitos Work Hardening (WH) e Bake Hardening (BH)	41
Figura 3.27	Aplicações para o Aço DP	42
Figura 4.1	Serra de fita vertical	44
Figura 4.2	Embutidora PANPRESS 30	45
Figura 4.3	Lixadeira manual com 4 pistas	45
Figura 4.4	Estereomicroscópio STEMI 2000	46
Figura 4.5	Politriz AP10	46
Figura 4.6	Nikon Epiphot 200	49
Figura 4.7	Máquina para ensaio de tração	50
Figura 4.8	Máquina para ensaio de dureza	50
Figura 5.1	Aço DP 600. Ampliação de 500x	51
Figura 5.2	Aço DP 600, processada Imagej. Ampliação de 500x	52
Figura 5.3	Dureza Brinell	54
Figura 5.4	Tensão x Deformação – Cdp 1	58
Figura 5.5	Tensão x Deformação – Cdp 2	58
Figura 5.6	Tensão x Deformação – Cdp 3	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1	Composição Química do aço Dual Phase 600 em % de peso.	43
Tabela 4.2	Etapas para execução do software ImageJ	48
Tabela 5.1	Fração Volumétrica Aço DP 600	52
Tabela 5.2	Dureza Brinell das fases	53
Tabela 5.3	Calculo dos valores de Dureza e Resistência	54
Tabela 5.4	Conversão de Durezas, Rockwell para Brinell	55
Tabela 5.5	Durezas Rockwell e Brinell do Aço DP 600	56
Tabela 5.6	Cálculo do Percentual de Diferença das Durezas	56
Tabela 5.7	Valores de Ensaio de Tração do Aço DP 600	57
Tabela 5.8	Cálculo do Percentual de Diferença das Resistências	57
Tabela 5.9	Média dos valores de Ensaio de Tração do Aço DP 600	60

LISTA DE ABREVIATÖES E SÍMBOLOS

γ	Austenita
α	Ferrita alfa
δ	Ferrita
Al	Alumínio
B	Boro
C	Carbono
CFC	Cúbica de Face Centrada
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
Mn	Manganês
Mo	Molibidênio
MQF	Mínima Quantidade de Fluido
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
°C	Grau centígrado
P	Fósforo
Si	Silício
Ti	Titânio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	OBJETIVO	18
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1	AÇO	19
3.2	SISTEMA FERRO-CARBONO	19
3.2.1	Fases presentes na microestrutura de um aço	25
3.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS	30
3.3.1	Recozimento	31
3.3.1.1	Recozimento pleno	31
3.3.1.2	Recozimento subcrítico	33
3.3.1.3	Recozimento intercrítico	34
3.3.2	Normalização	35
3.3.3	Têmpera	35
3.3.4	Revenimento	37
3.4	AÇOS AVANÇADOS	37
3.5	AÇOS DP	39
4	MATERIAIS E MÉTODOS	43
4.1	MATERIAIS	43
4.2	SECCIONAMENTO	44
4.3	EMBUTIMENTO	44
4.4	LIXAMENTO	45
4.5	POLIMENTO	46
4.6	ATAQUE QUÍMICO	47
4.7	ANÁLISE MICROSCÓPICA	47
4.8	PROPRIEDADES MECÂNICAS	49
5	DISCUSSÕES E RESULTADOS	51
5.1	METALOGRAFIA	53
5.2	ENSAIO DE DUREZA	55

5.3	ENSAIO DE TRAÇÃO	57
6	CONCLUSÃO	61
7	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	62
	REFERÊNCIAS	63

1 INTRODUÇÃO

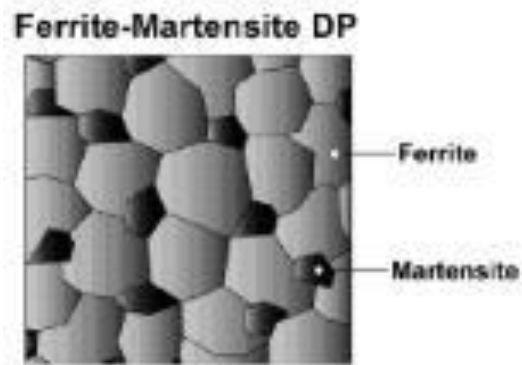
A necessidade de desenvolvimento e aplicações de novos materiais foram as principais características no progresso da civilização humana, traçando os períodos de evolução das sociedades, nos quais eram focadas as propriedades dos materiais sem ao menos ter o conhecimento de como e o porquê de tal processo melhorar as propriedades dos materiais, o que gerou curiosidade que incentivou a evolução tecnológica.

O crescimento da tecnologia nas indústrias automotivas, na década de 70, focando uma significativa melhoria nas propriedades dos materiais presentes nos automóveis, reduzindo o peso, porém, assegurando outros fatores exigidos pelas montadoras como, por exemplo, a resistência mecânica. Ocasinou uma concentração das linhas de pesquisa no desenvolvimento de novos aços com melhores propriedades, pelas indústrias siderúrgicas. (AKISSUE; HADA,1995).

Em 1994, foi constituído um consórcio dos principais produtores de aço do mundo para desenvolver um novo conceito de fabricação de automóveis, denominado ULSAB (The Ultralight Steel Auto Body). Este consórcio teve como principais objetivos o desenvolvimento de um automóvel leve, seguro e eficiente quanto ao consumo de combustíveis. Um dos pontos mais importantes para a redução do peso foi a utilização de novos tipos de aços, entre os quais os aços de alta-resistência e os aços avançados de alta resistência. Dentre os aços avançados de alta-resistência, destacam-se, Dual Phase (DP), Transformation Induced Plasticity (TRIP) e Complex Phase (CP).

Os aços DP apresentam microestrutura constituída de ilhas de martensita dispersas em uma matriz ferrítica, como ilustrada na Figura 1.1 e possivelmente apresentando pequenas frações de bainita, perlita e ou austenita retida. (COOMAN, 2000). Essa microestrutura bifásica é obtida durante a austenitização na zona intercrítica (região estável da ferrita e da austenita), realizando um resfriamento rápido para a que ocorra uma redução da difusão e consequentemente um aumento do cisalhamento na estrutura do material, favorecendo a transformação da austenita previamente formada em martensita. (YUE et al.,2005).

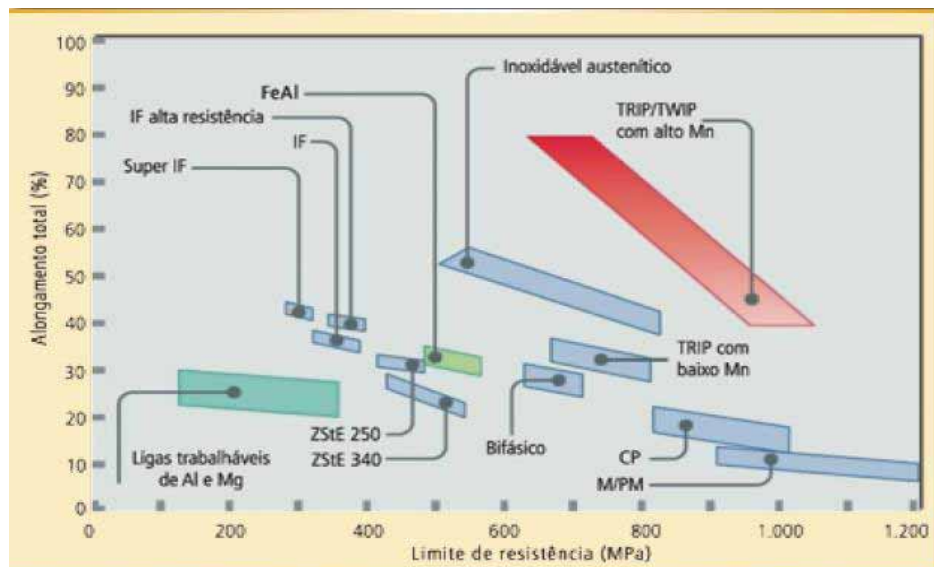
Figura 1.1: Microestrutura de um aço DP, ferrita/martensita



Fonte: (WORLDAUTOSTEEL, 2005)

Como consequência da microestrutura formada, os aços DP apresentam escoamento contínuo, baixa razão elástica, elevada taxa de encruamento e altos níveis de alongamento. A baixa razão elástica explica-se pela ausência de patamar de escoamento, que se ausenta devido à grande quantidade de discordâncias móveis produzidas na interface ferrita/Martensita. As discordâncias são produzidas durante o aumento de volume e a deformação cisalhante que acontecem na estrutura na transformação da austenita para martensita no resfriamento. Uma maior capacidade de encruamento e maior ductilidade se dão aos baixos níveis de razão elástica, fatores que contribuirão para uma maior conformabilidade do material, permitindo maior absorção de deformação sem que haja ruptura, Figura 1.2, ou seja, quanto maior for a capacidade de encruamento do material, a distribuição das deformações durante a conformação serão maiores, retardando o aparecimento da estrição. (GORNI, 2008)

Figura 1.2: Relação limite de resistência e alongamento total dos aços avançados de alta resistência



Fonte: (GORNI, 2008)

Diversas técnicas de caracterização microestrutural têm sido desenvolvidas para análise qualitativa de aços multifásicos, como o “Dual-phase”, ou seja, para identificar quando há coexistência de diferentes fases ou constituintes, como, por exemplo, ferrita, austenita retida, martensita e bainita.

2 OBJETIVOS

No contexto apresentado, o trabalho propõe a caracterização das fases presentes no aço DP 600, relacionando-as com as propriedades mecânicas. Analisando as fases presentes do aço dual phase utilizando microscopia óptica, seguindo as normas ASTM E3-11 (2011) – Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens - e ASTM E 407-07e1 (2007) – Standard Practice for Microetching Metals and Alloys.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇO

De acordo com Chiaverini (1998) aço é a liga ferro-carbono contendo geralmente de 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais, resultantes do processo de fabricação. Dentre os elementos residuais presentes no ferro-carbono estão presentes o níquel, cromo, molibdênio, manganês, entre outros. Quando deseje-se obter um aço liga, são adicionados os elementos citados, com teor controlado de acordo com as propriedades desejadas. Os aços carbono são nomeados em aço baixo carbono quando apresentam teor inferior a 0,2% de carbono, médio carbono com teor entre 0,2 e 0,5% de carbono e de alto carbono com teor superior a 0,5% e inferior a 2,11% de carbono. Já as ligas com teor de carbono acima de 2,11% são consideradas ferro fundido e os aços liga são nomeados conforme o teor de elemento de liga, aços de alto teor de liga quando os elementos de liga são adicionados propositalmente são superiores a 8% e aços de baixo teor de liga quando os elementos de liga adicionados propositalmente são inferiores a 8%.

3.2 SISTEMA FERRO-CARBONO

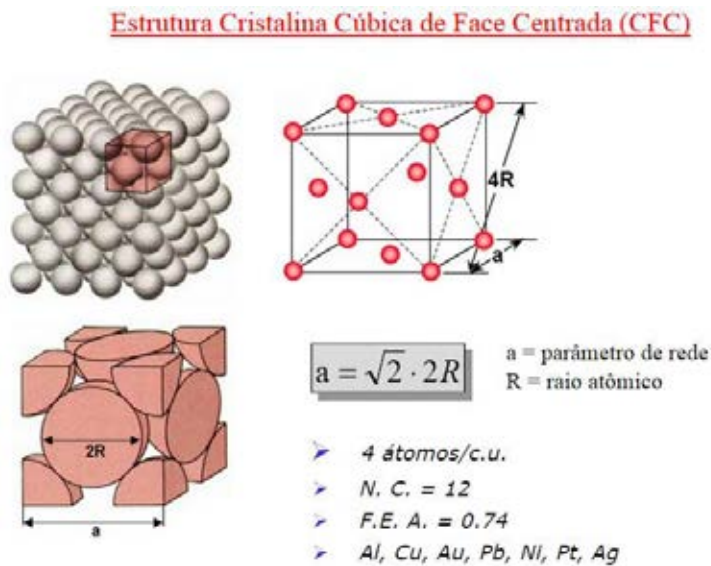
Segundo Costa e Mei (2006), o ferro sólido ao ser aquecido da temperatura ambiente até atingir a temperatura de 912°C, sofre mudança na sua estrutura de Cúbica de Corpo Centrado (CCC), Figura 3.1, para Cúbica de Face Centrada (CFC), Figura 3.2. Mantendo o aquecimento até 1394°C, o ferro sofre novamente uma mudança de estrutura passando de CFC para CCC.

Figura 3.1: Estrutura CCC



Fonte: (CALLISTER e RETHWISCH, 2013)

Figura 3.2: Estrutura CFC



Fonte: (CALLISTER e RETHWISCH, 2013)

O fator de empacotamento (FE), Equação (1), mede a densidade volumétrica da célula unitária, que corresponde à porcentagem do volume da célula que é realmente ocupada pelos átomos:

$$FE = \frac{nV_a}{V_c} \quad (1)$$

Onde:

N = número de átomos inteiros dentro da célula

V_a = volume do átomo, equação (2)

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

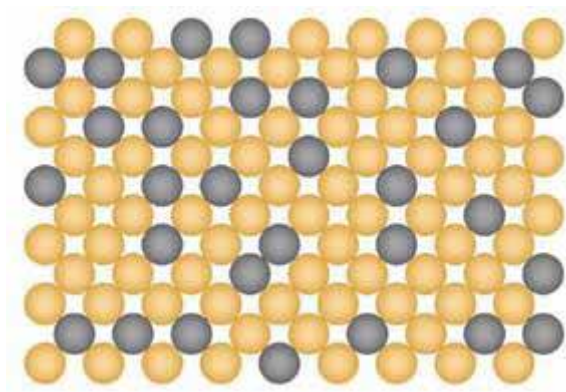
V_c = volume da célula:

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

O valor de FE para CCC é igual a 0,68 e para CFC é igual a 0,74.

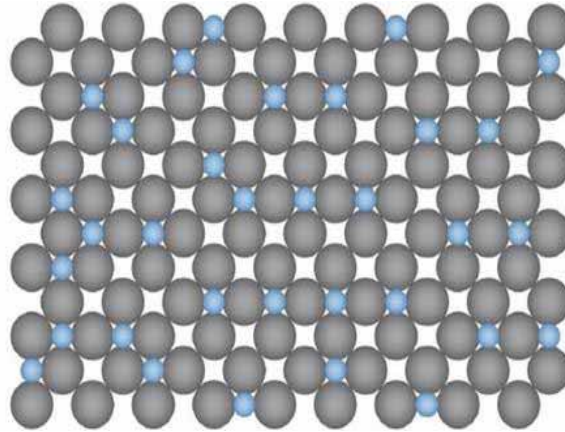
Com os valores de FE e a relação entre os raios, podemos discutir sobre a solução sólida, onde os átomos podem substituir uma fração dos átomos da matriz (solução sólida substitucional), Figura 3.3, ou se alojar nos espaços vazios da matriz (solução sólida intersticial), Figura 3.4.

Figura 3.3: Solução sólida substitucional em uma estrutura CFC



Fonte: (VAN VLACK, 1984)

Figura 3.4: Solução sólida intersticial em uma estrutura CFC

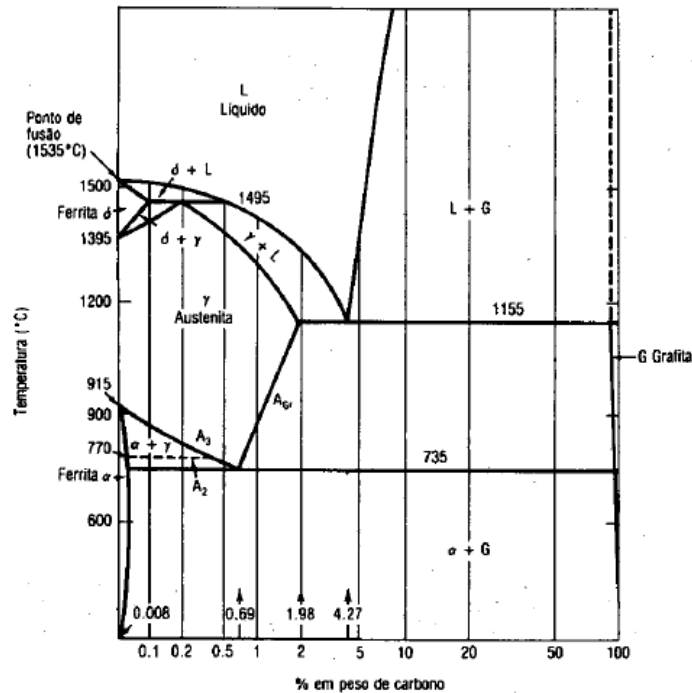


Fonte: (VAN VLACK, 1984)

De acordo com Costa e Mei (2006), para ocorrer a solução sólida substitucional deve haver compatibilidade eletroquímica e que o tamanho dos átomos do soluto sejam próximos aos átomos da matriz, cerca de 15% de variação no raio ou diâmetro atômico.

O aço surgiu de uma combinação de carbono e ferro no equilíbrio termodinâmico, que dão origem a várias fases diferentes, de acordo com a faixa de temperatura analisada. Essa variação de fases pode ser observada através do diagrama ferro carbono, Figura 3.5, esse diagrama foi construído em função das concentrações em escala logarítmica.

Figura 3.5: Diagrama Fe-C



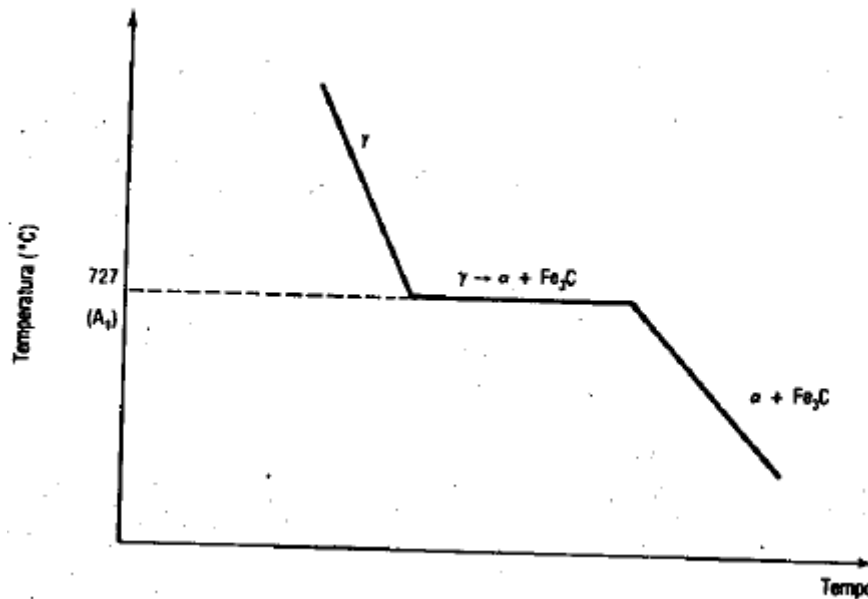
Fonte: (COSTA e MEI, 2006)

Durante a produção do aço podemos obter várias microestruturas diferentes, isso se dá à variedade de fases que podem ser obtidas, Cementita, Ferrita (α), Austenita (γ), Ferrita (δ), Cementita (Fe_3C), Perlita, Bainita e Martensita. Essas fases são resultados de alguns pontos relevantes no diagrama Fe-C, todos tendo início na zona de austenitização (γ), sendo esses pontos:

Linha A_1 – O Francês Le Chatelier utilizou a letra “A”, que indica a ocorrência de uma parada (Arrêt) durante a transformação.

A linha A_1 indica uma reação eutetóide que ocorre a 727°C , $\gamma - \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$. A 727°C , um aço 0,77% C, ao ser resfriado observa-se uma “parada” fazendo com que a temperatura mantenha-se inalterada até que ocorra a transformação completa $\gamma - \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$. (Figura 3.6).

Figura 3.6: Cinética de formação da perlita (reação eutetóide)



Fonte: (COSTA e MEI, 2006)

Linha A_2 – 770°C, transformação do ferro de paramagnético para ferromagnético.

Linha A_3 – Faixa de transformação $\gamma - \alpha$, essa faixa de temperatura inicia-se em 912°C para ferro puro, a medida que adiciona-se carbono essa temperatura diminui até o limite de 727°C, que seria a Linha A_1 .

Linha A_{cm} – Faixa de transformação $\gamma - Fe_3C$, inicia-se a 727°C e 0,77%C e atinge o limite em 1148°C e 2,11%C, com o aumento do teor de carbono.

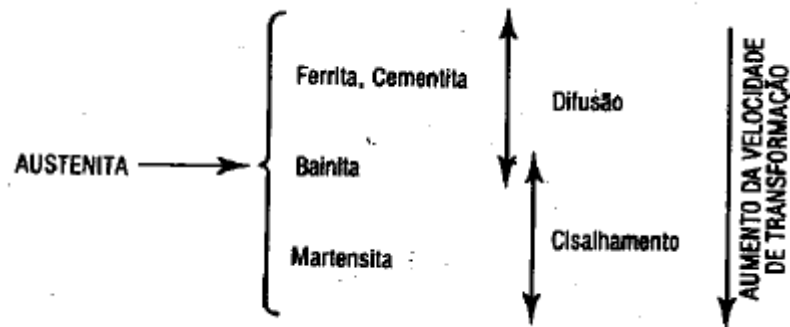
Linha A_4 – Faixa de transformação $\gamma - \delta$, tem início em 1394°C para ferro puro e atinge o limite máximo com 0,17%C a 1495°C.

Linha Liquidus – Acima dessa linha todo o aço está líquido.

Linha Solidus – Abaixo dessa linha todo o aço está sólido e entre essa linha e a linha liquidus há a coexistência de líquido e sólido.

De acordo com Costa e Mei (2006), com o conhecimento dos pontos relevantes do diagrama de Fe-C, foi possível controlar a quantidade e a variedade de fases presentes na microestrutura do aço, buscando as propriedades desejadas para a sua aplicação. A transformação das fases são acompanhadas pelas curvas TTT (temperatura, tempo e transformação), através das curvas TTT podemos observar a faixa de temperatura, o tipo de transformação da austenita, difusão ou cisalhamento, e a velocidade de transformação.

Figura 3.7: Cinética de transformação da austenita



Fonte: (COSTA e MEI, 2006)

3.2.1 Fases Presentes Na Microestrutura De Um Aço

Cementita: Fase rica em carbono, formada na faixa de 6,70% C, é um carbeto de ferro que pode ser observado no diagrama Fe-C por uma linha vertical. A cementita por consequência é uma fase dura e frágil.

Austenita: ocorre na faixa de 912°C a 1394°C, apresenta estrutura CFC e posições intersticiais, concedendo maior dureza.

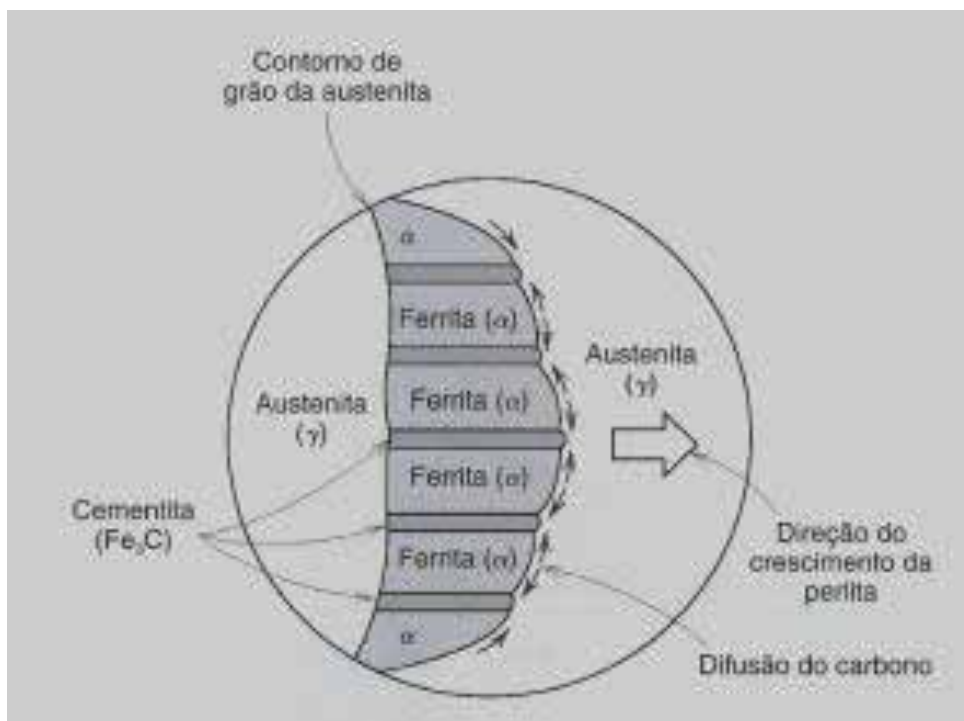
Ferrita: À temperatura ambiente sua forma estável, chamada ferrita ou ferro- α , apresenta estrutura CCC, sua formação ocorre pela difusão da austenita CFC a 1394°C, nucleando-se nos contornos de grão da fase austenítica não difundida e com o aumento da taxa de resfriamento passa também a nuclear-se no interior do grão austenítico. Com o aumento da taxa de resfriamento começam a surgir alguns tipos de ferrita, ferrita de widmanstatten no contorno de grão, ferrita equiaxial no interior do grão, ferrita de widmanstatten intergranular no interior do grão, ferrita de crescimento lateral e a ferrita acicular, constituída por ripas de ferritas com cementitas entre as ripas. A ferrita influencia nas propriedades dos aços em sua ductilidade por ser uma fase dúctil e na dureza, por ser uma fase mole. (CALLISTER e RETHWISCH, 2013).

Perlita: Formada por uma mistura de fases em forma de lamelas de ferrita, mais espessas e claras, e lamelas de cementita, mais finas e escuras, recebe o nome perlita, pois vista sob um microscópio a baixas ampliações apresenta a aparência de madrepérola. A perlita é formada quando um Fe-C, com teor máximo de 0,77% C é levado a uma temperatura maior do que 727°C, o que acarretará na reação eutetóide, uma fase sólida (austenita) se decompõe em duas fases sólidas (ferrita e cementita), produzindo a microestrutura chamada

perlita, Figura 3.8. A perlita nucleia-se preferencialmente nos contornos de grão da austenita para composição uniforme, porém quando há gradientes de concentração de carbono ou partículas dispersas, a nucleação também ocorrerá no interior do grão da austenita, um mecanismo foi desenvolvido para explicar o crescimento da perlita, devido à nucleação da cementita a partir do contorno de grão da austenítico, Figura 3.9. (COSTA e MEI, 2006).

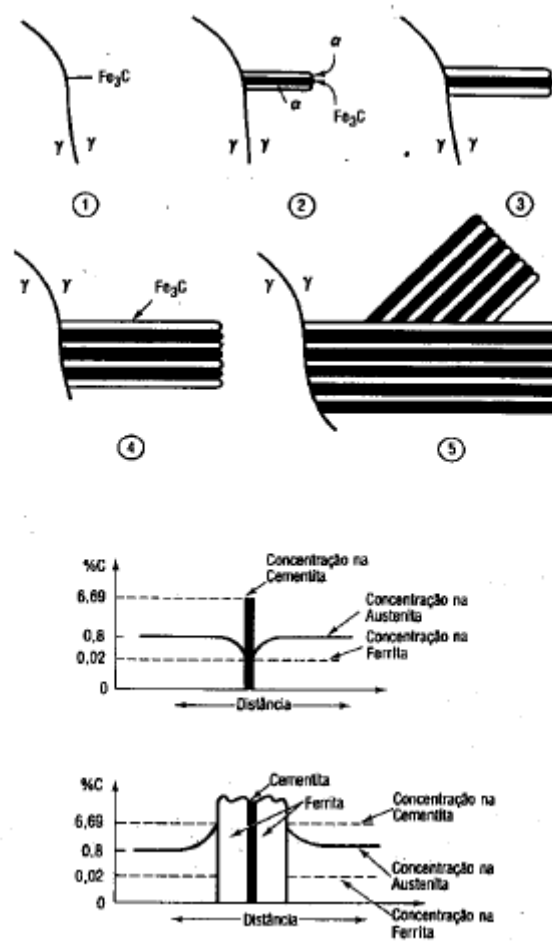
Por consequência apresenta propriedade mecânica intermediária entre a ferrita (mole e dúctil) e a cementita (dura e frágil).

Figura 3.8: Crescimento da Perlita



Fonte: (CALLISTER e RETHWISCH, 2013)

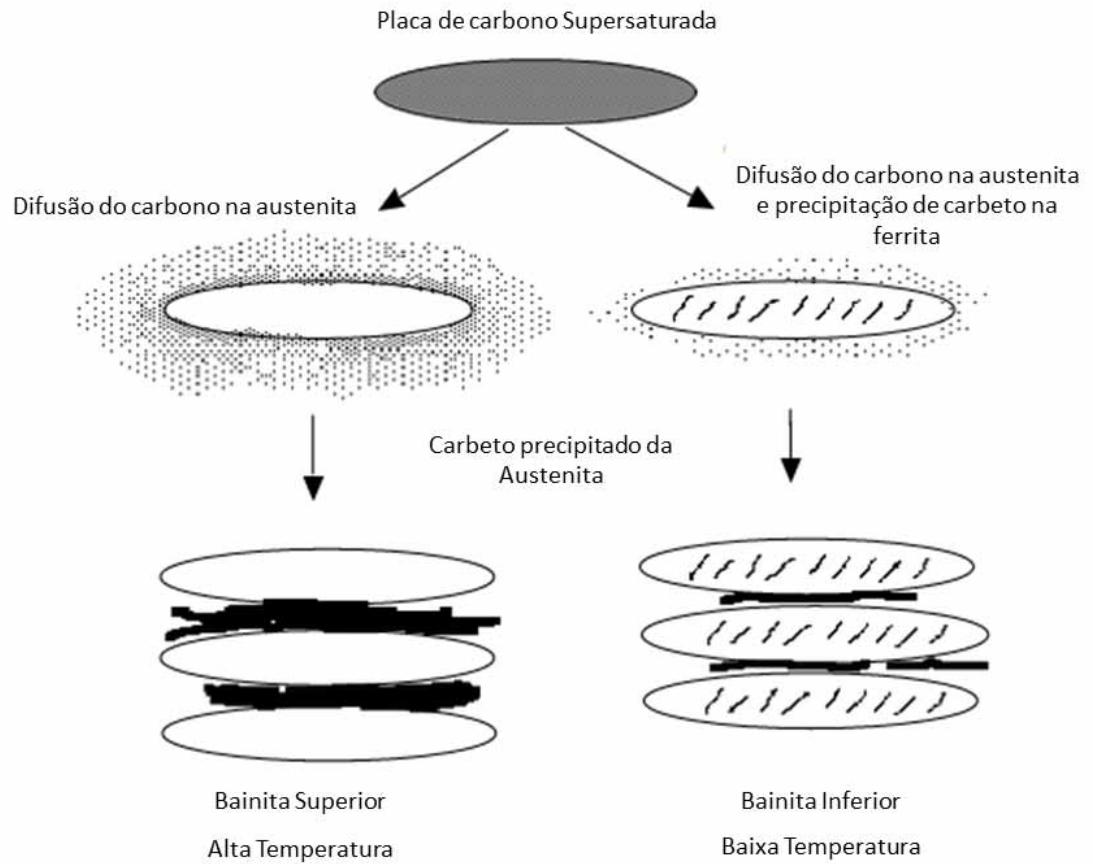
Figura 3.9: Nucleação e crescimento da perlita



Fonte: (COSTA e MEI, 2006)

Bainita: Obtida através do resfriamento da austenita até a faixa de temperatura de 200 e 540°C, onde podemos obter a bainita superior e a bainita inferior. Em torno de 300 a 540°C a bainita se forma como agulhas de ferritas, com partículas alongadas de cementita separando-as, bainita superior, em torno de 200 a 300°C a ferrita forma placas finas com partículas delgadas de cementita no interior das placas de ferrita, bainita inferior, Figura 3.10. A bainita apresenta mais resistência e maior dureza quando relacionada com a perlita. (CALLISTER e RETHWISCH, 2013).

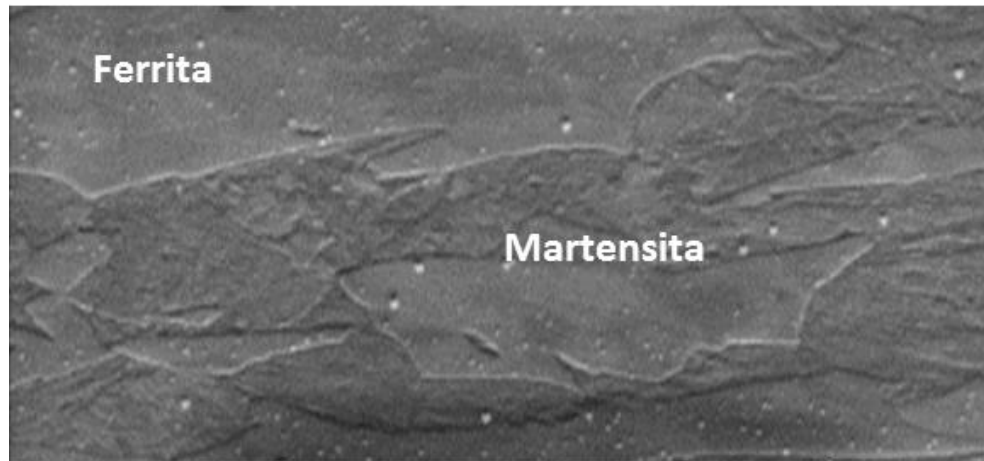
Figura 3.10: Difusão da austenita e formação da bainita



Fonte: (PORTER e EASTERLING, 1992)

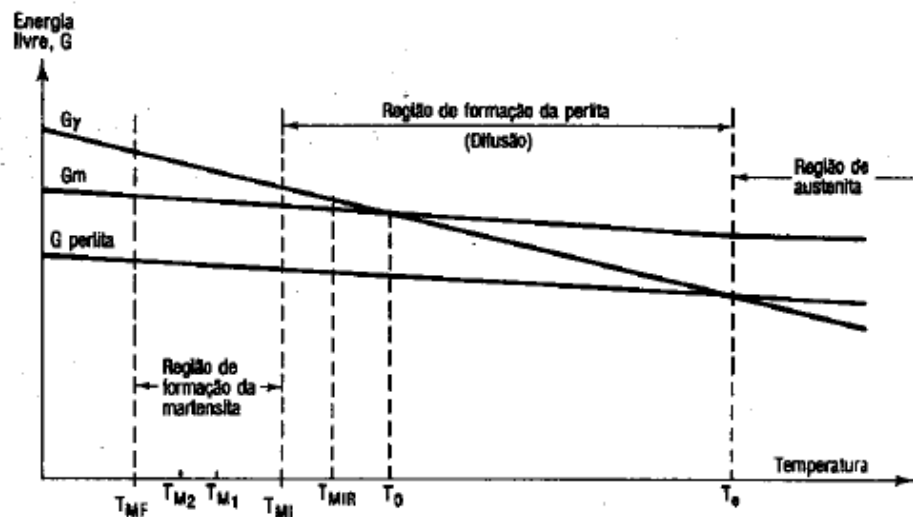
Martensita: Uma fase metaestável que é obtida através do resfriamento brusco da austenita em meio agressivo, água e óleo, a transformação acontece por cisalhamento da estrutura, sem que ocorra difusão. Na Figura 3.11, observa-se as ilhas de martensita e os grãos de Ferrita.

Figura 3.11: Microestrutura Ferrita e Martensita (Goo, Han e Kim, 2013)



Fonte: (GOO, HAN e KIM, 2013)

Figura 3.12: Aspectos termodinâmicos de formação da martensita



Fonte: (COSTA e MEI, 2006)

T_{MI} – temperatura de início da formação martensítica

T_{MF} – temperatura de final da formação martensítica

T_{MIR} – temperatura de início da formação martensítica, usando deformação plástica para auxiliar

G_y – energia livre da austenita

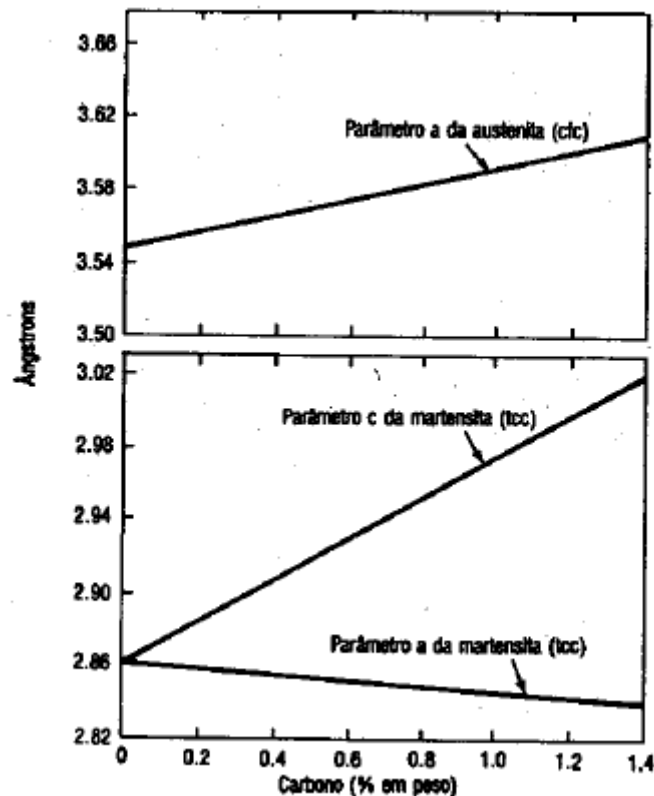
G_M – energia livre da martensita

Observando a Figura 3.12, vemos que para temperaturas abaixo de T_0 a austenita torna-se instável, favorecendo a formação de perlita e se o resfriamento for lento a formação de perlita será favorecida por difusão. Já se o resfriamento for brusco e abaixo de T_0 , ocorrerá cisalhamento, favorecendo a formação de uma fase metaestável, a martensita, mas essa só aparecerá se a temperatura for menor do que T_{MI} , isso ocorre por que a martensita necessita de energia elástica para ser formada.

De acordo com COSTA e MEI (2006) a martensita apresenta-se em formas de ripas em aços de baixo carbono e na forma de agulhas em aços de alto carbono, Figura 3.13.

Em consequência do travamento da estrutura durante a formação da martensita, a fase martensítica apresenta elevada dureza e consequente fragilidade.

Figura 3.13: Efeito do teor de carbono nos parâmetros de rede da austenita e da martensita



Fonte: (COSTA e MEI, 2006)

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Para se obter as fases estudadas no tópico anterior e para poder controlar a fração das fases desejadas é preciso entender e trabalhar com o diagrama ferro-cementita, e os

tratamentos térmicos existentes, as fases presentes no aço vão fornecer propriedades mecânicas ao mesmo, de modo que há vários métodos para que possa transformar e controlar as fases de modo que o aço não será utilizado em sua forma mais estável. Com o diagrama ferro-cementita podemos controlar as temperaturas de acordo com a fase desejada na estrutura e com os diagramas TTT, observamos o tempo necessário de permanência do aço a tal temperatura e o respectivo modo de resfriamento. (COSTA e MEI, 2006)

O tratamento térmico é a operação conjunta de aquecimento e resfriamento controlados, que visam a afetar a microestrutura dos aços e ligas especiais, buscando características ideais para suas aplicações.

Os mais comuns tipos de tratamentos térmicos dentre vários, são:

- Reozimento
- Normalização
- Têmpera
- Revenimento

3.3.1 Reozimento

“O reozimento visa reduzir a dureza do aço, aumentar a usinabilidade, facilitar o trabalho a frio ou atingir a microestrutura ou as propriedades desejadas” (COSTA e MEI, 2006, p. 94).

Existem 3 tipos principais de reozimento:

1. Reozimento Pleno
2. Reozimento Subcrítico
3. Reozimento Intercrítico

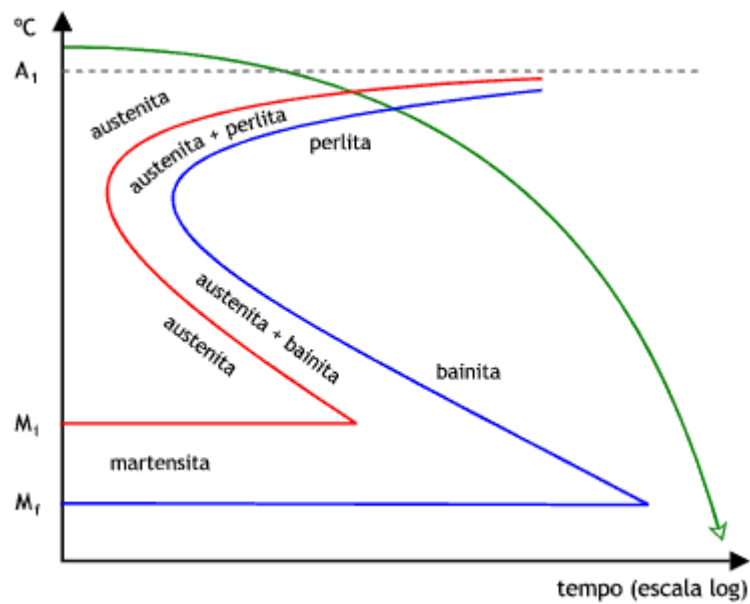
3.3.1.1 Reozimento Pleno

Consiste no aquecimento do aço até a faixa de austenitização de modo que toda sua estrutura seja austenítica e logo em seguida é resfriado lentamente, muitas vezes o material é resfriado juntamente com o forno.

“A temperatura de reozimento pleno é de mais ou menos 50°C acima da linha A₃, para aços hipoeutetóides e de 50°C acima de A₁ para aços hipereutetóides” (COSTA e MEI, 2006, p. 94).

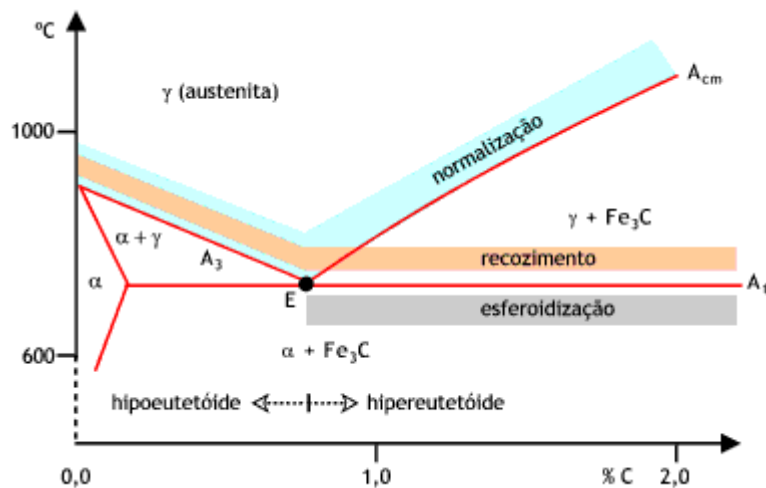
A austenita será mais homogênea conforme a temperatura de austenitização for menor, sendo maior a chance da ocorrência de nucleação de carbonetos nas regiões de maior teor de carbono ou crescimento de carbonetos que não foram dissolvidos, evitando a a formação de perlitas lamelares. Em consequência se desejar a transformação de perlita, deve-se utilizar temperatura de austenitização mais elevadas.

Figura 3.14: Curva de Recozimento Pleno



Fonte: (MSPC – Informações Técnicas, 2009)

Figura 3.15: Recozimento Pleno visto no Diagrama Fe-C



Fonte: (MSPC – Informações Técnicas, 2009)

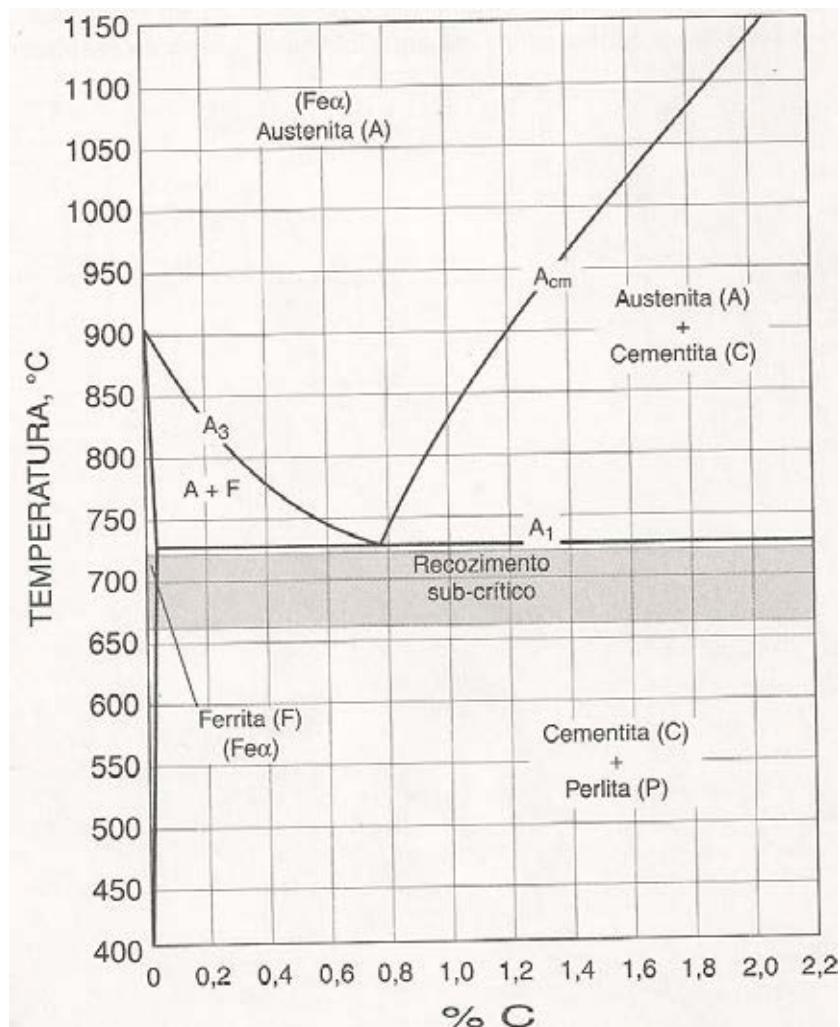
Através das Figuras 3.14 e 3.15, percebe-se que ao final do revenimento para aços eutetóide, a estrutura final é a perlita grosseira.

3.3.1.2 Reozimento Subcrítico

“Recozimento subcrítico consiste no aquecimento do aço a temperaturas abaixo do limite inferior da zona crítica (A_1). O objetivo é aliviar as tensões originadas durante a solidificação ou produzidas em operações de transformação mecânica a frio, como estampagem profunda, ou em operações de endireitamento, corte por chama, soldagem ou usinagem.” (CHIAVERINI, 1998)

A Figura 3.16, apresenta o ciclo do recozimento subcrítico especificando as faixas de temperatura.

Figura 3.16: Reozimento Subcrítico visto no Diagrama Fe-C



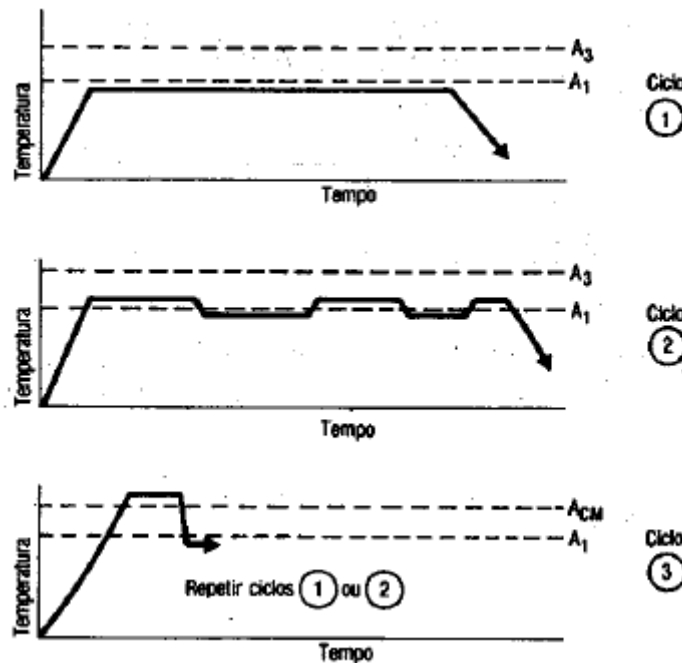
Fonte: (CHIAVERINI, 1998)

3.3.1.3 Reozimento Intercrítico

Segundo (Costa e Mei, 2006), o recozimento intercrítico também chamado de esferoidização, apresenta vários métodos para se obter na matriz ferrítica uma estrutura de carbonetos esferoidizados, como pode ser visto na Figura 3.17:

1. Manutenção por tempo prolongado à temperatura pouco abaixo de A_1 .
2. Aquecimento e resfriamento alternados entre 2 temperaturas pouco acima e pouco abaixo do A_1
3. Aquecer acima da temperatura para dissolução dos carbonetos (A_{CM}), seguido de resfriamento rápido, evitando formação de carbonetos, até a temperatura abaixo de A_1 . Mantendo nessa temperatura de acordo com o método 1, ou o método 2.

Figura 3.17: Ciclos do Reozimento Intercrítico



Fonte: (COSTA e MEI, 2006)

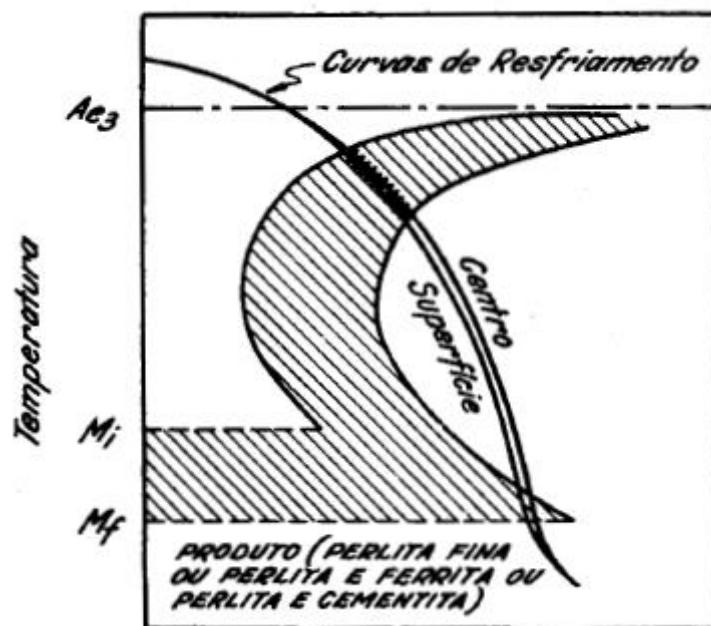
3.3.2 Normalização

“Normalização consiste no aquecimento do aço a uma temperatura acima da zona crítica, seguido de resfriamento ao ar.” (CHIAVERINI, 1998)

A normalização assim como o recozimento ocorre em faixas de temperaturas diferentes para aços hipoeutetóide e hipereutetóide, sendo que para os aços hipoeutetóide pode-se admitir que a temperatura ultrapasse a linha A_3 , e para os hipereutetóides a linha A_{CM} , como pode-se observar na Figura 3.18.

O objetivo desse tratamento é refinar a granulação de peças de aço, geralmente realizados em peças laminadas ou forjadas, também sendo utilizada como pré-tratamento para a têmpera e ao revenido.

Figura 3.18: Diagrama de Transformação para a Normalização



Fonte: (CHIAVERINI, 1998)

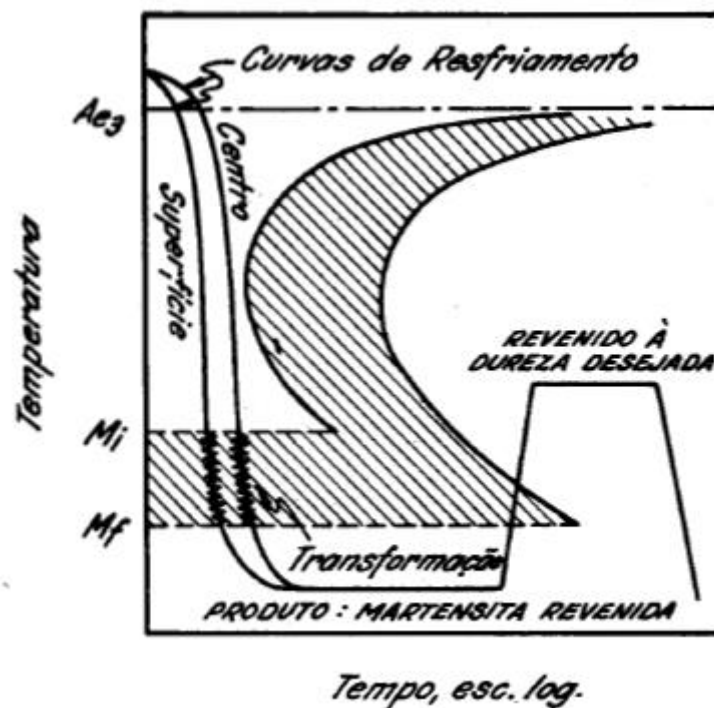
3.3.3 Têmpera

A têmpera consiste no resfriamento rápido e brusco do aço após austenitização, de modo a evitar que ocorra difusão, formação de perlita e bainita, o resfriamento brusco

favorece o cisalhamento que é o fator de formação da martensita. O objetivo é obter uma maior dureza e resistência do material. (CHIAVERINI, 1998)

O resfriamento brusco causa tensões na estrutura do material, por isso deve-se levar em consideração a geometria e o tamanho das peças a serem submetidas à têmpera, pois as tensões formadas podem causar trincas, deformações ou rupturas que diminuiriam as propriedades mecânicas da peça.

Figura 3.19: Diagrama de Transformação para Têmpera e Revenido



Fonte: (CHIAVERINI, 1998)

O teor de carbono é um fator importante a ser considerado quando a opção de tratamento térmico é a têmpera, pois o carbono não irá se difundir, formando estruturas supersaturadas, portanto é necessário ter ligas com frações apreciáveis de carbono.

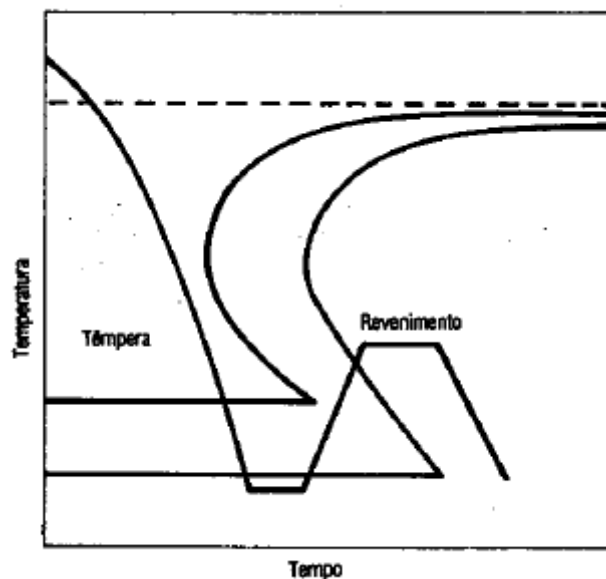
Com o surgimento de tensões, trincas, empenamentos e etc, após à têmpera é realizado um tratamento posterior para o alívio das tensões, geralmente o revenimento.

3.3.4 Revenimento

Após a tempera, a fase predominante é a martensita, extremamente dura e frágil, o que faz com que ocorra as tensões na peça, se mantidas sobre essas tensões a peça corre risco de trincar, portanto é realizado o revenimento que tem o objetivo de reduzir as tensões presentes na peça.

“Para se atingir valores adequados de resistência mecânica e tenacidade deve-se, logo após a têmpera, proceder ao revenimento. Este tratamento consiste em aquecer uniformemente até uma temperatura abaixo daquela de austenitização, mantendo o aço nesta temperatura por tempo suficiente para equalização de temperatura e obtenção das propriedades desejadas.” (COSTA e MEI, 2006)

Figura 3.20: Ciclo de Têmpera e Revenimento



Fonte: (COSTA e MEI, 2006)

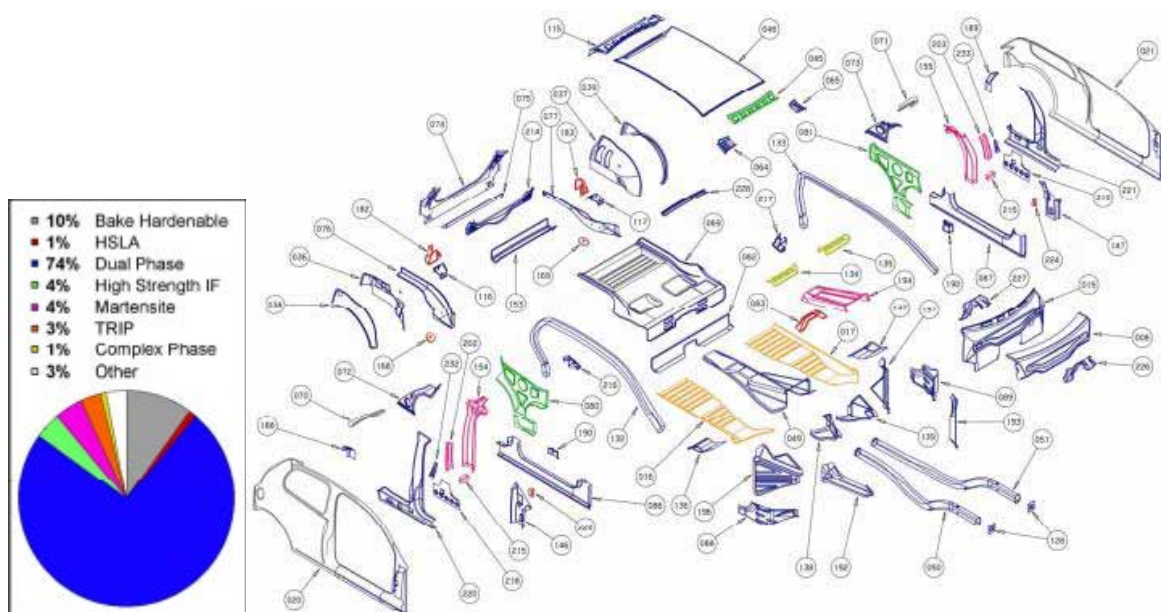
3.4 AÇOS AVANÇADOS

Devido a elevada demanda automotiva foram desenvolvidos os aços avançados de alta resistência (aços AHSS), laboratórios e instituições acadêmicas continuam na busca por novos tipos de aço e/ou modificação dos aços já existentes. Como objetivo os pesquisadores buscam mecanismos para melhorar as propriedades do aço, tais como ductilidade, tenacidade e

propriedades a fadiga. Os aços AHSS apresentam microestruturas multifásicas com composições químicas minuciosamente selecionadas, resultantes de processos de tratamento térmicos precisamente controlados, além de serem extraordinariamente leve foram desenvolvidos para atender requisitos das indústrias automotivas, como redução no peso para gerar uma conseqüente redução do consumo de combustível, atendendo às normas de segurança se mantendo a um custo acessível. Para quantificar e qualificar as pesquisas foi desenvolvido um programa visando a criação ou a modificação de novos aços especiais para a aplicação nas carrocerias automotivas, esse programa se chama ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) que tem como membros 38 siderúrgicas de 18 países, destacando a Usiminas, o programa tinha como objetivo “Demonstrar a viabilidade do uso intensivo do aço para a redução substancial do peso da estrutura de veículos, garantindo a segurança e o conforto dos passageiros, com custo adequado” (CASTRO, 2010).

Dentre os aços avançados de alta resistência (AHSS) estão presentes os aços Complex-Phase (CP), Ferrítico-Bainítico (FB), Martensíticos (MS ou MART), Dual-Phase (DP), os aços TRIP que apresentam plasticidade induzida por transformação, Hot-Formed (HF) e os aços TWIP, que apresentam plasticidade induzida por maclação.

Figura 3.21: Materiais Projeto ULSAB



Fonte: (CASTRO, 2010)

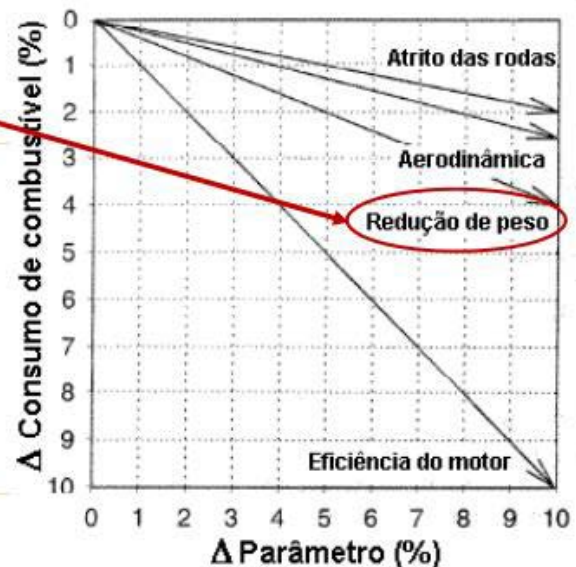
3.5 AÇO DP

A busca do desenvolvimento de novos aços, visando a redução do peso de automóveis, foi estimulada pela crise vivida pela indústria automotiva na década de 70, a crise do petróleo, obrigou as indústrias automotivas a reduzirem o consumo do combustível, obrigando-os a produzirem carros mais leves, pois dentre os parâmetros, peso, aerodinâmica, eficiência do motor e atrito das rodas, o ponto que mais apresentava oportunidades de desenvolvimento era a redução de peso, onde o aço representava 50% do peso do automóvel, o que pode-se observar na Figura 3.22. (CASTRO, 2010)

Figura 3.22: Consumo de Combustível x Parâmetros

- **potência e eficiência do motor;**
- **massa do veículo;**
- **aerodinâmica do veículo;**
- **atrito das rodas com o solo.**

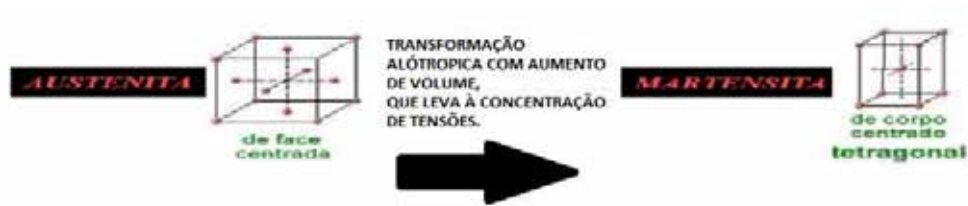
➤ *Em média, o aço representa 55% do peso de um veículo.*



Fonte: (CASTRO, 2010)

Segundo (Oliveira, 2013) a martensita apresenta uma estrutura cristalina tetragonal que é feita a partir da austenita, uma solução sólida de carbono e ferro com uma estrutura central cristalina cúbica, que é formada pelo aquecimento do ferro a uma temperatura de pelo menos 723°C. A transformação martensítica ocorre quando a austenita é rapidamente resfriada em um processo de tratamento térmico conhecido como têmpera. A rápida queda de temperatura captura os átomos de carbono dentro da estrutura cristalina dos átomos de ferro antes que eles possam se difundir para fora, resultando em uma ligeira distorção da forma destas estruturas, aumentando a dureza do aço conforme pode ser observado na Figura 3.23.

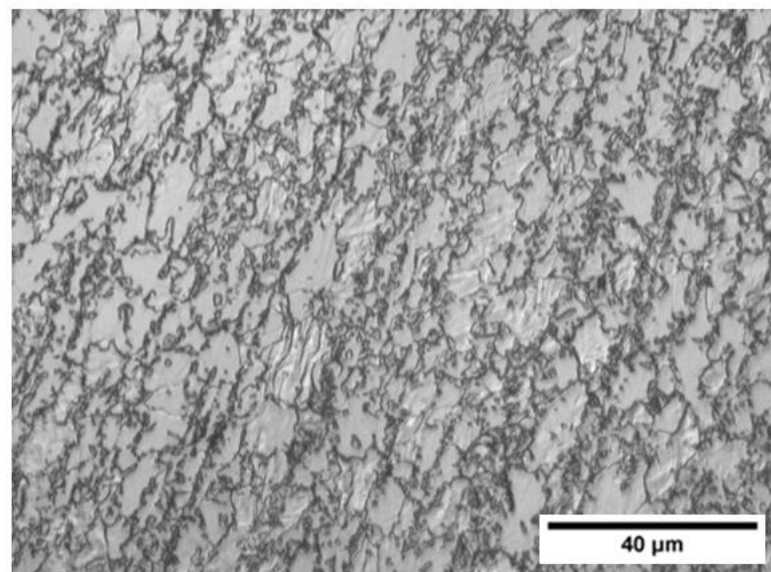
Figura 3.23: Transformação Martensítica



Fonte: (OLIVEIRA, 2013)

Assim, foi desenvolvido um aço que reuni duas propriedades antagônicas, boa resistência e conformabilidade, entre outras, quando relacionados aos aços doces. Essa liga de baixo teor de carbono foi obtida através de tratamento térmico intercrítico que adquire uma microestrutura de ferrita e martensita, sendo a presença da martensita em torno de 10 a 20%, dispersas na matriz em forma de pequenas ilhas, Figura 3.24.

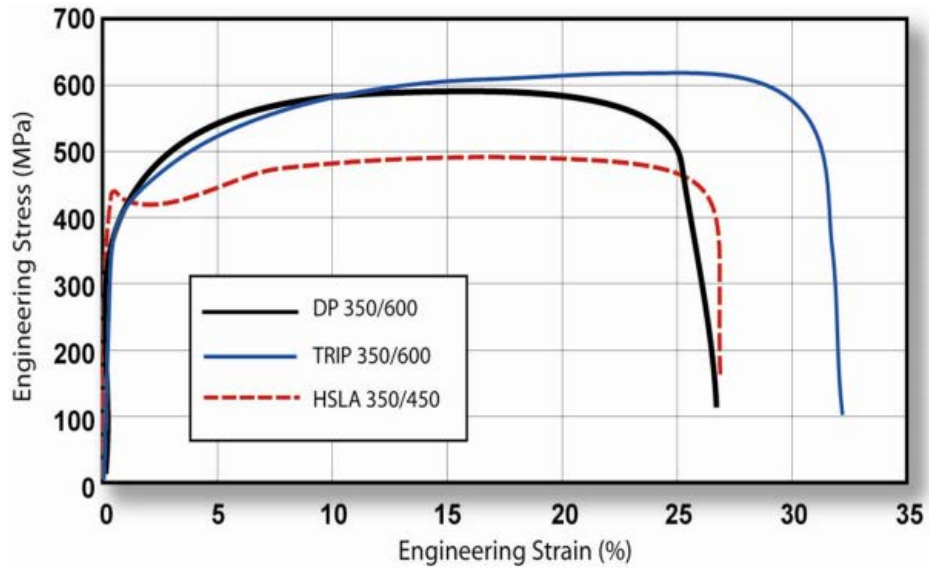
Figura 3.24: Aço DP. Ampliação 500x



Fonte: (AUTOR, 2015)

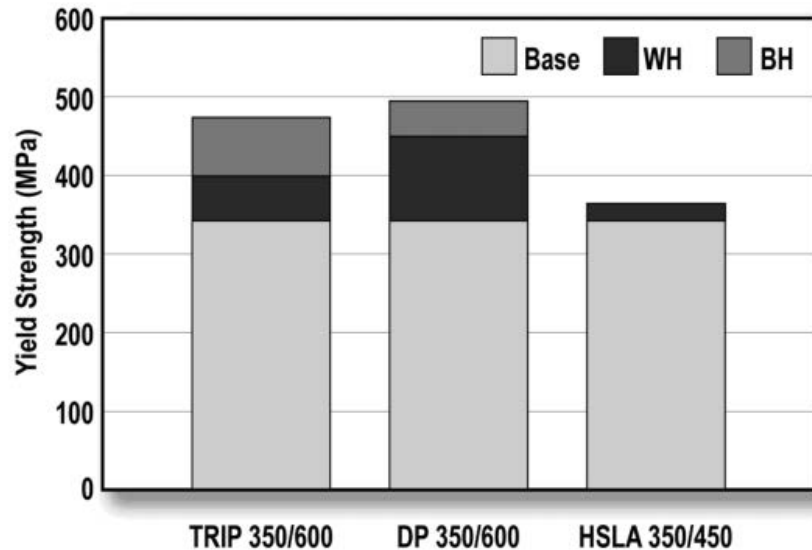
A fase ferrítica consegue ductilidade e conformabilidade ao aço e a fase martensítica fornece dureza e resistência ao aço. Mesclando essas propriedades os aços DP apresentam alto limite de resistência à tração, boa ductilidade, boa conformabilidade, alta taxa de encruamento, baixa tensão de escoamento, escoamento contínuo e propriedades superiores em fadiga, conforme pode ser observado nas Figuras 3.25 e 3.26.

Figura 3.25: Comparativo entre aços HSLA, DP e TRIP – mesma classe de resistência



Fonte: (TAISS, 2010)

Figura 3.26: Comparativo entre aços HSLA, DP e TRIP – efeitos Work Hardening (WH) e Bake Hardening (BH)



Fonte: (TAISS, 2010)

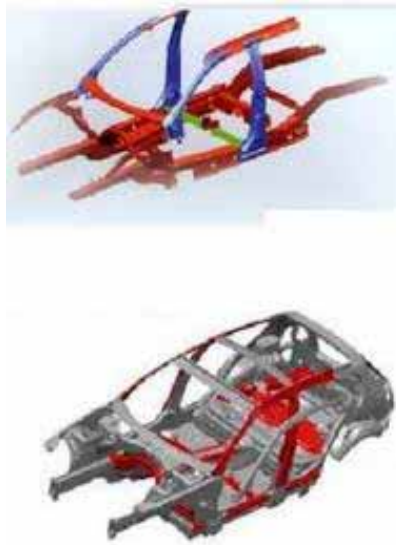
“O aço *“Dual Phase”* apresenta uma excelente combinação de alta resistência e capacidade de deformação, resultado da sua microestrutura com grande capacidade de encruamento. A alta capacidade de encruamento garante a esses aços excelente resistência à

fadiga e capacidade de absorção de impacto, que é definida como tenacidade” (OLIVEIRA, 2013)

Ressaltando que aços DP são aços formados exclusivamente por ferrita e martensita com as proporções descritas anteriormente, podendo apresentar frações pequenas de bainita e austenita retida, portanto um aço que tem microestrutura ferrita e perlita não pode ser considerado um aço DP.

No aço DP 600, a sigla 600 representa aproximadamente a média do limite de resistência à tração (LRT), nesse caso o aço DP 600 deve apresentar LRT entre 500 e 700, isso é conseguido controlando a fração volumétrica da microestrutura, além da dureza da Martensita e da dureza e do tamanho de grão da ferrita. O aço DP por apresentar tais propriedades pode ser aplicado em várias partes dos automóveis, como pode-se ver na Figura 3.27.

Figura 3.27: Aplicações para o Aço DP



Fonte: (BMW)

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

O material utilizado neste trabalho foi fornecido ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP, sendo classificado como um aço DP. Suas principais aplicações estão destinadas à indústria automobilística. A composição química está representada pelas porcentagens dos elementos de liga (% em peso) na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Composição Química do aço Dual Phase 600 em % de peso

Elementos de Liga	% em Peso
Carbono (C)	0,1
Silício (Si)	0,2
Manganês (Mn)	1,9
Fósforo (P)	0,02
Enxofre (S)	0,005
Cromo (Cr)	0,344
Molibdênio (Mo)	-
Alumínio (Al)	0,03
Titânio (Ti)	-
Cálcio (Ca)	0,0035

Fonte: (Renault)

As amostras foram submetidas ao seccionamento, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico, que são etapas para o processo de obtenção das fotomicrografias (imagens).

4.2 SECCIONAMENTO

O material foi fornecido na forma de chapa com 0,8 mm de espessura, 300 mm de largura e 300 mm de comprimento.

Foram extraídas cinco amostras a partir da chapa de aço para análise metalográfica, na direção longitudinal, em relação à laminação, utilizando máquina de corte por serra de fita vertical, modelo RMF 400-S, fabricada pela ROMARFRA, do Laboratório de Usinagem do DMT/FEG/UNESP, Figura 4.1.

Figura 4.1: Serra de fita vertical



Fonte: (ROMARFRA, 2005)

4.3 EMBUTIMENTO

Os embutimentos a quente das amostras foram realizados no equipamento PANPRESS 30 – PANAMBRA TÉCNICA IMP. EXP. LTDA (Figura 4.2), utilizando resina fenólica (baquelite). Esta etapa foi realizada para facilitar o manuseio, evitar a danificação da lixa e/ou do pano de polimento e abaulamento da superfície, que acarretam dificuldades ao se observar às amostras.

Figura 4.2: Embutidora PANPRESS 30

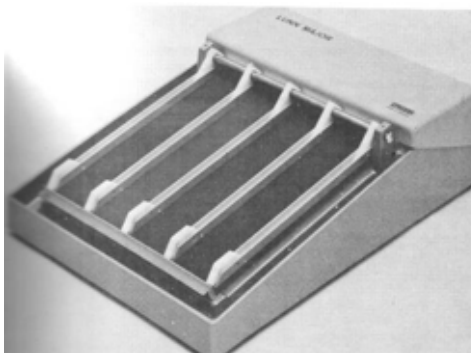


Fonte: (PANAMBRA, 2013)

4.4 LIXAMENTO

Para o lixamento foram utilizadas lixas d'água com seis diferentes granulometrias, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 1500. A cada mudança de lixa as amostras foram rotacionadas em 90°, até que todos os riscos paralelos da ultima lixa fossem totalmente excluídos. (BRAMFITT et al.,2002). Para este processo foi utilizado uma lixadeira manual (Figura 4.3) e um estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS (Figura 4.4).

Figura 4.3: Lixadeira manual com 4 pistas



Fonte: (SOLOSTOCKS, 2000)

Figura 4.4: Estereomicroscópio STEMI 2000



Fonte: (ZEISS, 2012)

4.5 POLIMENTO

O polimento foi realizado na POLITRIZ AP10 - PANAMBRA (Figura 4.5), com rotação de 500rpm, utilizando sílica coloidal, OP-U (0,25 μm), na proporção 1:1, ou seja, uma parte de sílica e uma parte de água destilada. Os polimentos feitos no aço DP só foram realizados no pano para polimento OP-Nap. Para esse procedimento também foi utilizado para uma análise qualitativa o estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS (Figura 4.4).

Figura 4.5: Politriz AP10



Fonte: (PANAMBRA, 2013)

4.6 ATAQUE QUÍMICO

As amostras foram atacadas com reagente químico de Nital 2% (solução de 2% de ácido nítrico em álcool etílico) para a caracterização microestrutural do aço DP. No ataque químico foi utilizado o método de imersão, que consiste na imersão da superfície da amostra em um recipiente contendo o Nital, até que o reagente cobrisse totalmente a amostra, evitando o contato da superfície da amostra com o recipiente, que causaria riscos na amostra. O tempo de contato foi entre 6 e 10s.

Para interromper o processo de ataque, foram utilizados dois métodos, no método convencional a amostra foi colocada sob água corrente, e por fim seca com um secador de ar frio, enquanto que no segundo método a amostra é colocada sob água corrente, por cerca de 3 segundos, sendo levada a um recipiente contendo água cobrindo totalmente a amostra por 3 minutos em seguida seca com um secador de ar frio. (PETZOW, 2001). Não houve variação do ataque quando comparado os dois métodos de secagem, portanto utilizou-se o método sob água corrente.

Todos os procedimentos anteriores foram feitos no laboratório do DMT/FEG/UNESP, Durante a realização dos ataques químicos, não foi possível controlar os parâmetros de temperatura e umidade relativa.

4.7 ANÁLISE MICROSCÓPICA

Para o processamento das imagens após os ataques químicos com Nital 2%, foram capturadas 30 imagens de campos diferentes da mesma amostra com ampliação de 500x, para que as estruturas fossem diferenciadas, seguindo a norma ASTM E1382- 97 (2010), no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMat) da FEG. As amostras foram fotografadas em campo claro, sem luz polarizada, utilizando um microscópio óptico Nikon modelo Epiphot 200 (Figura 4.6), acoplado a um PC e a uma câmera digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, usando-se o software Axio Visio – ZEISS (PEREIRA et al., 2002).

Com os 30 campos capturados foi realizada a análise das frações volumétricas das fases presentes no aço DP 600, utilizou-se o software ImageJ que auxiliou no cálculo das

médias das frações volumétricas da fase escura, a martensita, seguindo o passos indicados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2: Etapas para execução do software ImageJ

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

Fonte: (BRANDAO, 2007).

Figura 4.6: Nikon Epiphot 200



Fonte: (Nikon, 2007)

4.8 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Para mensurar as propriedades do aço Dual Phase 600, foram realizados ensaios de tração e dureza seguindo a norma ASTM E8M-03 (2003), sendo os corpos-de-prova (cdp) planos obtidos de chapas laminadas, os mesmos usados no Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da UNESP-FEG.

A máquina utilizada nos ensaios de tração pertence ao DMT da UNESP-FEG, sendo uma SHIMADZU, Figura 4.7.

Figura 4.7: Máquina para Ensaio de Tração



Fonte: (SHIMADZU)

Também realizado no DMT da UNESP-FEG, o ensaio de dureza Rockwell seguiu a norma ASTM E18-14a (2014). As amostras foram ensaiadas na escala A, HRA, isso porque o ensaio de dureza Rockwell A é destinado para chapas de aço, metal duro e aços endurecidos, sendo realizado com indentedor de cone de diamante de 120°.

Figura 4.8: Máquina para Ensaio de Dureza



Fonte: (ADAPTADO DE KEYWORDPICTURES)

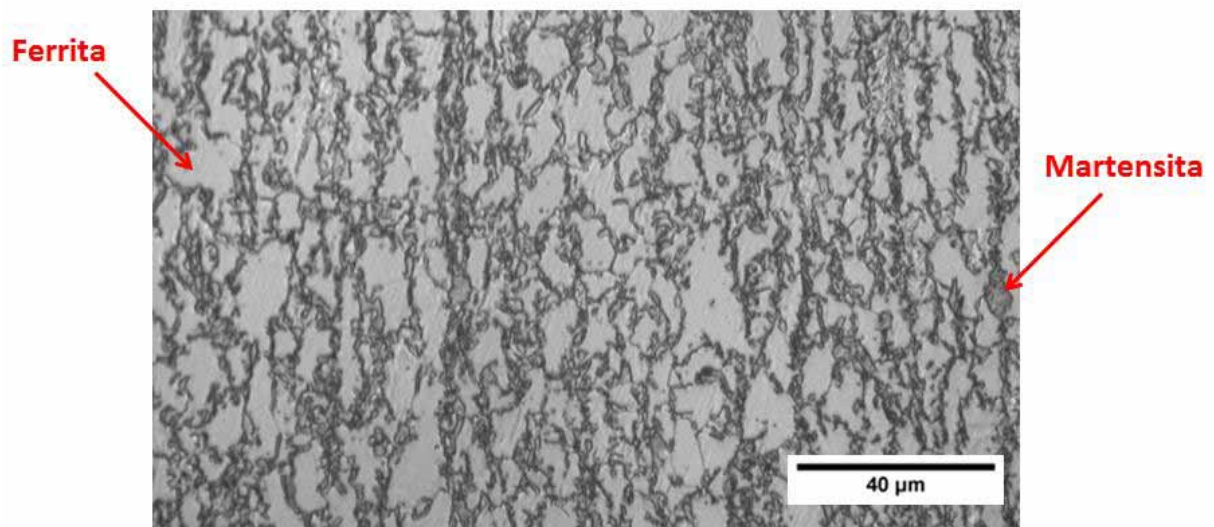
5 DISCUSSÕES E RESULTADOS

5.1 METALOGRAFIA

Nas imagens obtidas após os ataques químicos de nital 2%, pode-se observar claramente que as fases da microestrutura do aço DP 600 foram reveladas, sendo a fase clara a ferrita e a fase escura, martensita. Como a transformação da martensita não é completa, geralmente fase escura apresenta uma fração irrisória de austenita retida, cerca de 2 – 9%. (FURUKAWA et all., 1979)

A Figura 5.1 mostra a microestrutura do aço DP 600.

Figura 5.1: Aço DP 600. Ampliação de 500x

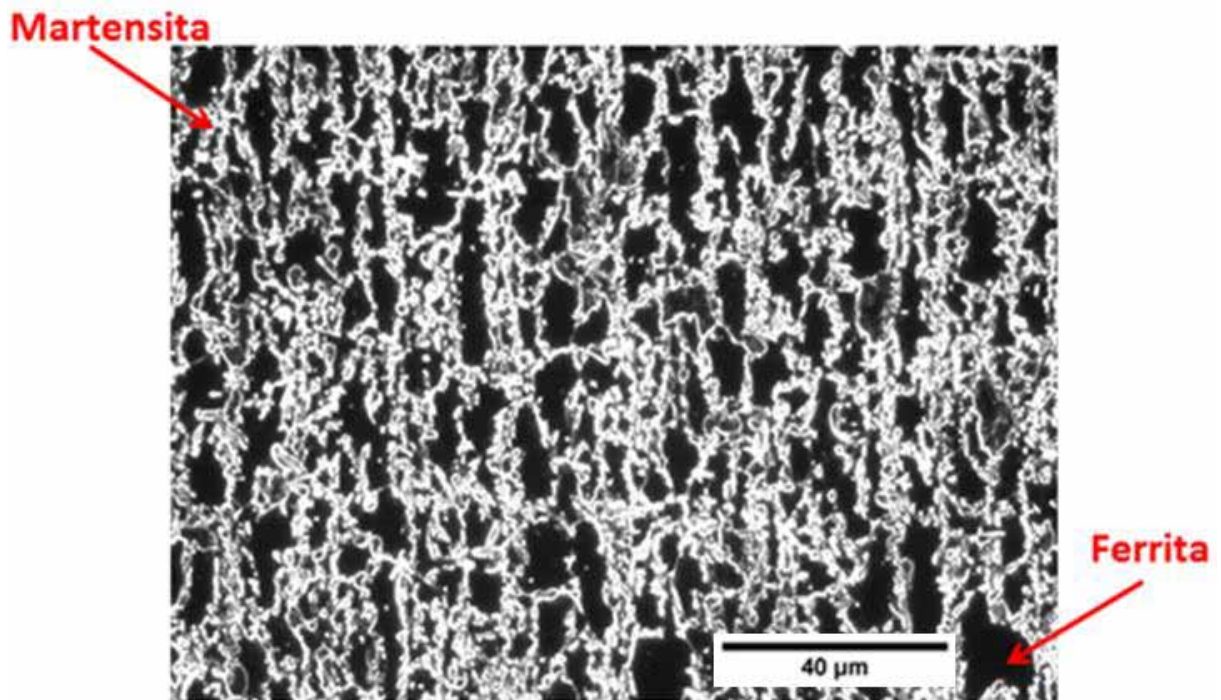


Fonte: (AUTOR, 2015)

Através das micrografias pode-se observar que a ferrita se dispõe em grãos maiores, confirmando o que foi apresentado na revisão bibliográfica, (Costa e Mei, 2006), e a martensita aparece em ilhas envolvidas pela ferrita, caracterizando a microestrutura de aços DP.

Na Figura 5.2, a imagem foi processada no programa “ImageJ” de forma a realçar a visibilidade das ilhas de Martensita, inversão de cores. Com o ImageJ é possível medir as frações volumétricas das fases presentes na microestrutura.

Figura 5.2: Aço DP 600 processada no ImageJ. Ampliação de 500x



Fonte: (AUTOR, 2015)

A fração volumétrica das fases do aço DP 600 é mostrada na Tabela 5.1:

Tabela 5.1: Fração Volumétrica Aço DP 600

Fases	DP 600
Martensita	31,92
Ferrita	68,08
Desvio Padrão	5,27

Fonte: (AUTOR, 2015)

O desvio padrão para as fases são iguais, isso porque se obtém os valores da ferrita, tirando a % de martensita de 100 (Exemplo: $100 - 30,5 = 69,5\%$ de ferrita).

Relacionando os dados de fração volumétrica da Tabela 5.1 com a Figura 5.1, pode-se confirmar que no aço DP 600 apresenta a fração de ferrita maior do que a fração de martensita, o que influencia diretamente na sua propriedade mecânica, sabendo que a ferrita é

responsável pela ductilidade e tenacidade enquanto que a martensita apresenta dureza e resistência.

A metalografia serve de modo eficiente, quando se deseja analisar a dureza e a resistência do material, já que as frações volumétricas obtidas com o processamento das imagens capturadas podem ser utilizadas para estimar a dureza e a resistência do aço.

Com a dureza das fases do aço dadas na Figura 5.2 em dureza Brinell (HB), pode-se calcular os valores de dureza do aço multiplicando a fração volumétrica da fase por sua respectiva dureza (HB), estimando a dureza final do material.

Tabela 5.2: Dureza Brinell das Fases

Fases	Dureza Brinell
Ferrita	80
Martensita 0,4%C	525

Fonte: (GARCIA, 2012)

Através da equação (3), calcula-se a resistência do material, essa técnica é geralmente utilizada quando não se tem o maquinário para a realização do ensaio de tração.

$$\sigma_u = \alpha \times HB \quad (3)$$

Sendo:

σ_u = Limite de resistência à tração (MPa);

α = Constante experimental;

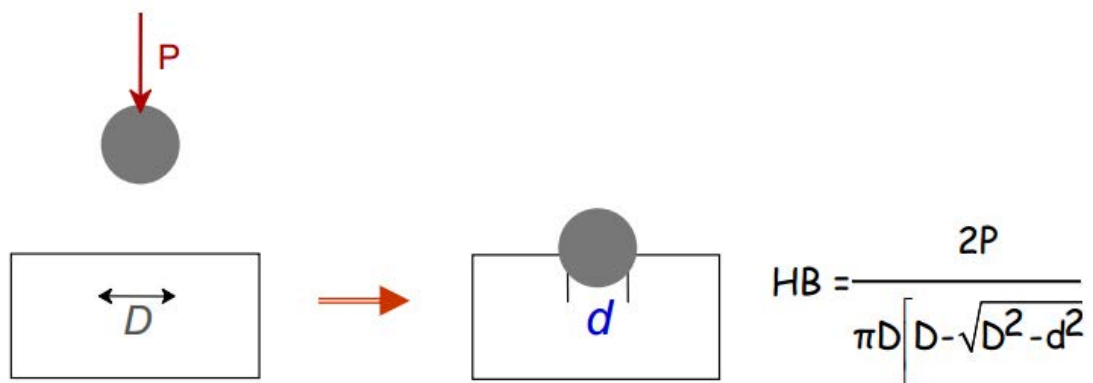
HB = Dureza Brinell do material.

A constante experimental varia de acordo com o material, para aços bifásicos o valor é de 3,30 que é o valor para aço-ligado tratado termicamente.

Neste trabalho realizou-se os cálculos para a obtenção da dureza HB (Figura 5.3) e da resistência do aço, através das frações volumétricas, para correlacionar com os valores de dureza HRA e resistência obtidos nos ensaios realizados. Essa correlação é importante para a

qualificação da metalografia, sendo que a comparação dos valores calculados com os obtidos experimentalmente fornece a qualidade do ataque químico e da contagem de fases, qualificando a técnica como ferramenta de análise qualitativa. A ferramenta de análise qualitativa parte do pressuposto de que quanto menor a diferença entre os valores calculados e obtidos no ensaio, maior será a qualidade da metalografia, em vista que os cálculos são realizados através das frações volumétricas do aço.

Figura 5.3: Dureza Brinell



Fonte: (CRUZ, 2011)

Tabela 5.3: Calculo dos valores de Dureza e Resistência

	Aço DP600
Cálculo Martensita	0,3192*525
Cálculo Ferrita	0,6808*80
Dureza Martensita [HB]	167,58
Dureza Ferrita [HB]	54,46
Dureza Brinell do Material [HB]	222,04
Constante Experimental	3,3
Resistência à Tração estimada [MPa]	732,73

Fonte: (AUTOR, 2015)

A Tabela 5.3 apresenta os valores calculados da Dureza e Resistência para o aço DP 600 em função das frações volumétricas das fases presentes no aço.

5.2 ENSAIO DE DUREZA

As amostras do aço DP 600 foram submetidas ao ensaio de dureza Rockwell A (HRA), após a obtenção dos valores, os mesmos foram convertidos para dureza Brinell, HB, por intermédio da Tabela (adaptada) de conversão de durezas, Tabela 5.4.

Tabela 5.4: Conversão de Durezas, Rockwell para Brinell

Escala Rockwell	C ₁	C ₂ (1/mm)
B	130	500
C	100	500
A	100	500
D	100	500
E	130	500
F	130	500
G	130	500
15N	100	1000
30N	100	1000
45N	100	1000
15T	100	1000
30T	100	1000
45T	100	1000

Fonte: (DE SOUZA, 1989)

Na Tabela 5.4, os valores de C1 e C2 são constantes para cada tipo de escala utilizada, que é a diferença em milímetros da profundidade causada pela aplicação da carga total menos a profundidade da carga menor. Com intermédio da Equação (4), faz-se a conversão dos valores.

$$HB = \frac{HRA}{(C1 - C2)\Delta p \pi D} \quad (4)$$

Onde:

D – diâmetro do penetrador;

Δp – carga aplicada;
 C1 – constante do penetrador da dureza HRA;
 C2 – constante do penetrador da dureza HB.

A Tabela 5.5 apresenta os resultados de dureza em Rockwell, HRA e Brinell, HB para o aço DP 600:

Tabela 5.5: Durezas Rockwell e Brinell do Aço DP 600

Dureza	Aço DP 600
HRA	54
HB	172

Fonte: (AUTOR, 2015)

O valor de HRA na Tabela 5.5, representa o valor obtido no ensaio de dureza e o valor de HB representa o valor de HRA convertido para HB.

Comparando os valores das durezas Rockwell e Brinell, obtidos no ensaio com os valores calculados, chegou-se a um valor de aproximadamente 29% de diferença entre as durezas para o aço DP 600, levando em consideração que esse fator por ser utilizado como ferramenta de análise qualitativa, pode-se dizer que este valor considerável de 29% da diferença, indica que ocorreu erro durante o ataque químico e/ou erro ao incluir os contornos das fases martensíticas na contagem de fases e também erros que podem ter ocorridos na conversão de durezas, utilizando as Tabelas de conversão de dureza.

Tabela 5.6: Cálculo do Percentual de Diferença das Durezas

	Dureza HB
Dados Calculados	222,04
Dados Ensaiaados	172
Cálculo da Diferença	$[(222,04/172) - 1]*100$
Percentual de Diferença	29,09%

Fonte: (AUTOR, 2015)

5.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

A Tabela 5.7 apresenta os dados de ensaio de tração para os 3 cdps ensaiados. Com esses dados obtidos nos ensaios de tração do aço DP 600, calculou-se a média e observou um alongamento inferior ao esperado, isso se deve ao erro de aproximadamente 9%, obtido pela relação da resistência calculada e a obtida através do ensaio de tração Tabela 5.8. Fazendo análise do erro de 9%, podemos dizer que o ataque químico mostrou-se eficiente em revelar e diferenciar as microestruturas das fases presentes, porém esse erro pode ser explicado devido ao fato de o ataque com nital 2% revelar os contornos de grão em tons de cinza escuro, confundindo o software ImageJ, que calcula os contornos de grão como sendo martensita.

A diferença entre os erros apresentados no ensaio de dureza e no ensaio de tração, se dão aos fatores que pode-se gerar erros durante os cálculos, na dureza os erros estão presentes desde a Metalografia, passando pelo ensaio até a conversão de valores, por isso um erro tão maior (29%) quando comparado ao do ensaio de tração (9%), que minimiza o erro ao não precisar de conversão de valores.

Tabela 5.7: Valores de Ensaio de Tração do Aço DP 600

Propriedades	Cdp 1	Cdp 2	Cdp 3
LRT [MPa]	669,57	669,73	669,68
LE [MPa]	430,21	413,71	419,12
Alongamento [%]	34,16	30,8	30,88
Módulo de Elasticidade [GPa]	214,46	187,25	199,69
Módulo de Resiliência [MPa]	431,50	457,04	439,83

Tabela 5.8: Cálculo do Percentual de Diferença das Resistências

	Cdp1	Cdp 2	Cdp 3
Resistência Calculada	732,73	732,73	732,73
LRT	669,57	669,73	669,68
Cálculo da Diferença Percentual da Diferença	$[(732,73/669,57)-1]*100$	$[(732,73/669,73) - 1]*100$	$[(732,73/669,68) - 1]*100$
	9,43	9,41	9,42

Usando os dados da Tabela 5.7 foram plotados os gráficos de Tensão x Deformação dos Cdp 1, 2 e 3.

Figura 5.4: Tensão x Deformação – Cdp 1

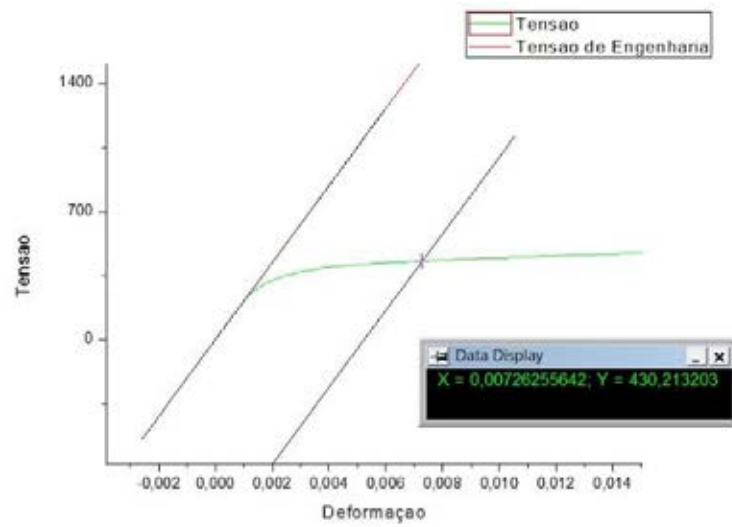


Figura 5.5: Tensão x Deformação – Cdp 2

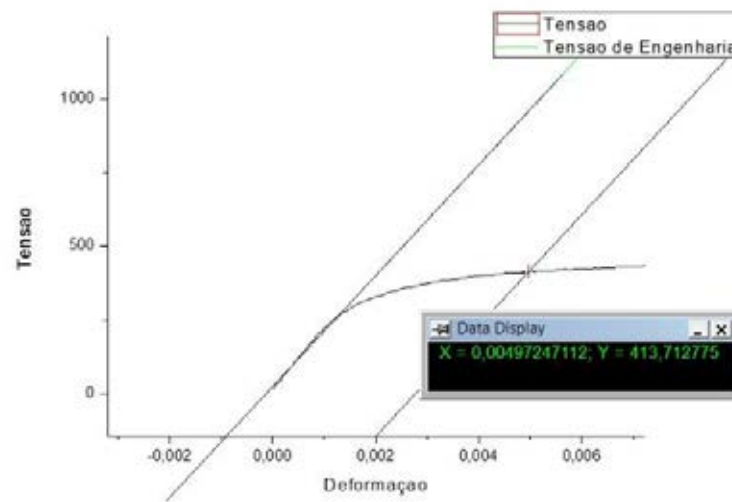
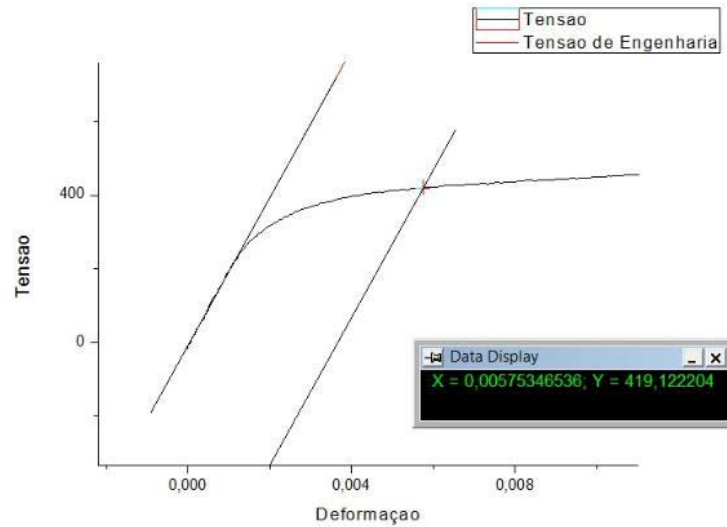


Figura 5.6: Tensão x Deformação – Cdp 3



Seguindo a teoria para ensaio de tração de aços que não apresentam ponto de escoamento, calculou-se o ponto de escoamento para uma deformação de 0,2% e obteve-se limite de escoamento superior a 400 MPa para o aço DP 600, mostrando que o material não sofre deformação, suportando elevadas cargas, confirmando uma propriedade importantíssima e muito exigida em qualquer material.

A principal propriedade do aço para a aplicação na indústria automotiva, projeto e construção de estruturas, é o módulo de resiliência, capacidade de suportar altas energias de deformação sem sofrer deformação permanente, pois visando a redução de peso sem afetar a segurança, o aço DP 600 uma liga que apresenta elevada resistência e alta absorção de energia se encaixa muito bem aos requisitos da indústria automotiva atual.

A Tabela 5.9 apresenta os dados obtidos no ensaio de tração e seus respectivos desvios padrão:

Tabela 5.9: Média dos valores de Ensaio de Tração do Aço DP 600

Propriedades	Aço DP 600
LRT [MPa]	669,66
Desvio Padrão	0,08
LE [MPa]	421,02
Desvio Padrão	8,41
Alongamento [%]	31,95
Desvio Padrão	1,92
Módulo de Elasticidade [GPa]	200,47
Desvio Padrão	13,63
Módulo de Resiliência [MPa]	0,44
Desvio Padrão	0,013

6 CONCLUSÃO

Ao fim deste trabalho, depois de análises de microestruturas e as relações dessas microestruturas nas propriedades dos aços, chegamos às seguintes conclusões:

- O ataque químico com nital 2% e a microscopia revelaram claramente a microestrutura do aço DP, os grãos de ferrita e as ilhas de martensita como estudado na literatura, e seguindo com o processamento das imagens no software ImageJ confirmou-se a proporção esperada das fases, sendo a ferrita a maior fração da microestrutura.
- Com os valores da fração volumétrica, 68,08% de ferrita e 31,92% de martensita na microestrutura, as propriedades como dureza e resistência podem ser estimadas através de cálculos e comparadas com as propriedades obtidas no ensaio, qualificando a metalografia.
- Como esperado de uma aço Dual Phase, as propriedades obtidas nos ensaios de dureza, 172 HB, e de tração, média do limite de resistência à tração dos 3 cdps foi igual a 669,66 MPa, revelaram um aço com elevada resistência, boa conformabilidade, maior dureza e alta absorção de energia quando comparado com os aços baixo carbono.
- Considera-se que o aço DP 600 apresenta boa conformabilidade e alta absorção de energia por apresentar em sua microestrutura uma fração de 68,08% de ferrita, que apresenta propriedades como tenacidade e ductilidade.
- A martensita em fração menor, cerca de 31,92%, se apresenta tão importante quanto a ferrita em vista que o aço DP 600 apresenta elevada resistência mecânica e maior dureza, propriedades adquiridas da Martensita.
- Os estudos realizados para desenvolver este trabalho nos mostraram que as propriedades mecânicas dos aços DP estão diretamente relacionadas com as frações volumétricas das fases presentes em sua microestrutura, sendo que a martensita possui maior dureza e resistência mecânica em consequência apresenta menor alongamento, enquanto que a ferrita é responsável pela ductilidade e tenacidade do material.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros algumas sugestões aplicáveis seriam:

- A utilização de técnicas de ataque químico para caracterização das fases presentes como Heat Tinting, Le Pera, Metabisulfito de sódio.
- Relacionar e caracterizar a austenita retida na microestrutura quanto às propriedades mecânicas do aço DP.
- Estudar e comparar propriedades estudadas neste trabalho e propriedades não estudadas, fadiga, resistência ao impacto com outros aços especiais, Docol (DL), TRIP, Complex-Phase (CP).

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3-11**: Standart Guide for Preparation of metallographic Specimens, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E407-07e1**: Standart Practice for Microetching Metals and Alloys, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1382-97**: Standart Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8M-03**: Standart Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E18-14a**: Standart Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials, 2014.

AKISSUE, O., HADA, T. **Past development and future outlooks of automotive steel sheets**. Nippon Steel Technical Report, n.64, p.1-6, jan. 1995.

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.

BRAMFITT, B.L., BENSCOTER, A.O. **Metallographer's Guide: Practices and Procedures for Iron and Steel**. ASM International, 2002.

CAETANO, M. J. L. **Comparação de Algumas Propriedades dos Materiais**. 2011. Disponível em: <http://www.ctb.com.pt/?page_id=1834>. Acesso em 10 de Dez. de 2014.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G.; **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução** – 8ªed. – Rio de Janeiro: LTC, 2013.

CASTRO, I. **Aços Avançados de Alta Resistência – Uma Experiência Usiminas**. 47º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos – ABM, 2010.

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

COOMAN, B.C., **Phase Transformations and Microstructure - Mechanical Properties Relations in Complex Phase High Strength Steels**, 2000

COSTA, A. L.S.; MEI, P. R.; **Aços e Ligas Especiais** – 2ªed. – Sumaré/SP: Eletrometal S. A. Metais Especiais, 1988.

CRUZ, N. C. **Ciência dos Materiais I – Aula 7**. Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais. UNESP-SOROCABA, 2011.

FURUKAWA, T. et al, MORIKAWA, H., TAKECHI, H., and KOYAMA, K., **Process Factors for Highly Ductile Dual-Phase Steel Sheet, In: Structure and Properties of Dual-Phase Steels**, R.A. Kot and J.W.Morris, ed. AIME, New York, NY,1979, p. 281-303.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais**. 2ªed. Rio de Janeiro. LTC, 2012.

GOO, NAM HOON; HAN, SOO SUNG; KIM, SUNGJU; **The Evaluation of the Edge Ductility of High-Strength DP Steel and Improvement by NbC Precipitates**. Hyundai-steel Company, Dangjin Works, Chung-Nam, South Korea, 2013

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

MSPC – INFORMAÇÕES TÉCNICAS. **Ferros e aços I-40: Tratamentos Térmicos**. Disponível em < <http://www.mspc.eng.br/ciemat/aco140.shtml>>. 2009. Acesso em 15 de Dez. de 2014.

OLIVEIRA, D. C. et al. **A substituição de aços convencionais por aços de alta resistência para estampagem na indústria automobilística**. Instituto Politécnico – Centro Universitário UMA, 2013.

PETZOW, G. **Metallographic Etching: Techniques for Metallography, Ceramography, Plastography**. 2.ed. Ohio, American Society for Metals. ASM International, 2001. 240p.

PEREIRA, M.S. et al. **Metallographic Procedure to Microstructural Characterization of a Multiphase Steel Applied to Pipelines Industry by Optical Microscopy**. Microscopy and Microanalysis, Vol.8, Supl.2, P.1328-1329, Ago. 2002.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; **Phase Transformations in Metals and Alloys** – 2ªed. – Hong Kong: Best-set Typeset Ltd, 1992

SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços**. São Paulo: Edgard Blucher, 1989.

TAISS, J. M. **FSV – Future Steel Vehicle e a Nova Geração de Aços AHSS – Advanced High Strength Steel na Construção Automotiva**. SAE Brasil – Simpósio Materiais Automotivos e Nanotecnologia, 2010.

VAN VLACK; L. H. **Princípios de Ciência dos Materiais**. 7ªed. Rio de Janeiro. Edgard Blucher, 1984

WORLD Auto Steel. **Steel types: Dual Phase (DP) Steels**. Disponível em:

<<http://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/dual-phase-dp-steels/>>. Acesso em 10 de Dez. de 2014.

YUE, S.; BOYD, J. D.; MALLORY, L.; MILITZER, M.; ESSADIQI, E. **Microstructural Developments in Advanced High Strength Steels**. SAE World Congress, 2005, Detroit. SAE Paper 2005-01-1329: SAE International, 2005.