

LETÍCIA ALVES DA SILVA

**Caracterização mecânica e microestrutural de aços bifásicos DP1000 e DP1200
aplicados na indústria automobilística**

Guaratinguetá - SP
2017

Letícia Alves da Silva

**Caracterização mecânica e microestrutural de aços bifásicos DP1000 e DP1200
aplicados na indústria automobilística**

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

Orientador (a): Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá - SP
2017

S586c Silva, Leticia Alves da
Caracterização mecânica e microestrutural de aços bifásicos DP1000 e DP1200 aplicados na indústria automobilística / Leticia Alves da Silva – Guaratinguetá, 2017.

62 f. : il.

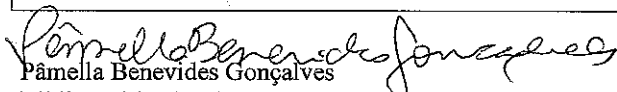
Bibliografia: f. 60-62

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2017.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira.

1. Aço de alta resistência. 2. Microestrutura. 3. Metalografia. I. Título

CDU 669.14


Pâmella Benevides Gonçalves
Bibliotecária CRB/8:9203

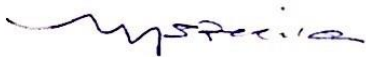
LETÍCIA ALVES DA SILVA


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
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


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


Prof. Dr. RENATO ARAÚJO BARROS
UNESP-FEG


Prof.ª Msc. ÉRICA XIMENES DIAS
UNESP-FEG

Dezembro 2017

dedico este trabalho

de modo especial à minha família: meus
pais, irmãs, noivo e aos fofinhos -
wiskão e ninoca.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos,

ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível.

a todas as moradoras da República bem-me-quer, por serem minha segunda família. Pelas risadas nos momentos difíceis, pelas conversas jogadas fora, pelas gordices necessárias e pelo amor nesses sete anos.

as amigas distantes, Natália e Carol, pelo porto seguro e desabafos.

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

às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar,

aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá pela dedicação e alegria no atendimento.

“Você nunca sabe que resultados virão da sua ação.
Mas se você não fizer nada, não existirão resultados.”

Mahatma Gandhi

RESUMO

Desde sempre, o aço é utilizado como material essencial para bens de consumo e diferentes setores da indústria. Um deles, o automobilístico, movimenta grande parte deste mercado sempre em busca de automóveis mais leves, baratos e sustentáveis. Desta forma, em meados da década de 90, deu-se início ao projeto ULSAB, que envolveu diversas montadoras ao redor do mundo com intuito de proporcionar e financiar a pesquisa e desenvolvimento de aços avançados, e é nesse contexto que surgem os aços bifásicos. Baseado nesta filosofia, este trabalho foi realizado de forma a analisar de forma mecânica e microestrutural dois diferentes tipos de aços bifásicos – DP1000 e DP1200. Utilizando de métodos como análise metalográfica e ensaios de tração, foi possível a realização dos cálculos dos fatores de anisotropia do material e visualização das fases presentes (ferrita e martensita). Em conclusão, o material apresentou índices de anisotropia e microestrutura coerentes com sua classificação, e foram possíveis outras análises qualitativas – como observação de falhas do processo e correlação entre a microestrutura e sua resistência, que serão detalhados a seguir.

PALAVRAS-CHAVE: Caracterização mecânica. Caracterização microestrutural. Aços bifásicos. Anisotropia. Metalografia.

ABSTRACT

Steel has always been used as an essential material for consumer goods and industry sectors. One of them, the automobile, moves much of this market always in search of lighter, cheaper and sustainable cars. Thus, in the mid-90s, it was started the ULSAB project, which involved several automakers around the world in order to provide and fund the research and development of advanced steels, and it is in this context that arise dual phase steels. Based on this philosophy, this work was carried out in order to analyze in a mechanical and microstructural way two different types of biphasic steels - DP1000 and DP1200. Using methods such as metallographic analysis and tensile tests, it was possible to perform the calculations of the anisotropy factors of the material and visualization of the present phases (ferrite and martensite). In conclusion, the material showed anisotropy indices and microstructure consistent with their classification, and were possible other qualitative analyzes - such failures observation of the process and correlation between microstructure and its resistance, which will be detailed below.

KEYWORDS: Mechanical characterization. Microstructural characterization. Dual phase steels. Anisotropy. Metallography.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Esquema representativo das diversas estruturas alotrópicas do ferro	18
Figura 2 – (a) e (b) Repartição dos materiais utilizados na produção de um automóvel na década de 90	20
Figura 3 – Aspectos metalúrgicos e mecânicos dos aços indicados pelos projetos ULSAB e ULSAB-AVC	22
Figura 4 – (a) Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica (b) Comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao C, microligado e bifásico	30
Figura 5 – Representação da sequência de etapas utilizadas na preparação de uma amostra metalográfica	30
Figura 6 – Esquema representativo das direções para cortes de amostras em um material de acordo com ASTM	31
Figura 7 – (a) Resina fenólica (b) Embutidora AROTEC PRE 30Mi	32
Figura 8 – (a) Lixadeira manual (b) Lixadeira automática STRUERS	33
Figura 9 – Estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS	33
Figura 10 – Equipamento de polir STRUERS DP-10	34
Figura 11 – Corpos de prova para Metalografia após todo processo de preparação	36
Figura 12 – Microscópio óptico NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um PC e a uma câmara digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS	36
Figura 13 – Máquina CNC AGIE CHARMILLES para seccionamento via eletroerosão à fio	37
Figura 14 – Esquema representativo do corpo de prova para ensaio de tração de secção retangular	38
Figura 15 – Máquina servo-hidráulico do fabricante SHIMADZU	38
Figura 16 – Gráficos de Tensão vs Deformação obtidos por meio do programa TRAPEZIUM para os CDP de aço DP1000 em diferentes direções de laminação	39
Figura 17 – Gráficos de Tensão vs Deformação obtidos por meio do programa TRAPEZIUM para os CDP de aço DP1200 em diferentes direções de laminação	41
Figura 18 – Representação esquemática da curva tensão vs deformação.....	43
Figura 19 – Representação esquemática da comparação entre as curvas tensão vs deformação para aços ao carbono e aços bifásicos	44

Figura 20 – (a) (b) e (c) Microestruturas obtidas em visão transversal ao sentido de laminação da peça dos CDP de aço bifásico DP1000 em microscópio óptico em aumento de 50x.....	49
Figura 21 – (d) (e) e (f) Microestruturas obtidas em visão longitudinal ao sentido de laminação da peça dos CDP de aço bifásico DP1000 em microscópio óptico em aumento de 50x	50
Figura 22 – (g) (h) e (i) Microestruturas obtidas em visão transversal ao sentido de laminação da peça dos CDP de aço bifásico DP1200 em microscópio óptico em aumento de 100x (g) 50x (h) e (i).....	51
Figura 23 – (j) (k) e (l) Microestruturas obtidas em visão transversal ao sentido de laminação da peça dos CDP de aço bifásico DP1200 em microscópio óptico em aumento de 50x.....	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Resultados do ensaio de tração para os CDP de aço DP 1000	46
Tabela 2 – Resultados dos cálculos de índices de anisotropia para os CDP de aço DP 1000.	46
Tabela 3 – Resultados do ensaio de tração para os CDP de aço DP 1200	46
Tabela 4 – Resultados dos cálculos de índices de anisotropia para os CDP de aço DP 1200.	47

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AAR	Aços de Alta Resistência
AAAR	Aços Avançados de Alta Resistência
AHSS	Advanced High Strength Steel
AISI	American Iron and Steel Institute
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing and Materials
CDP	Corpos de Prova
DP	Dual Phase Steel
DMT	Departamento de Materiais e Tecnologia
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
HSS	High Strength Steel
HSLA	High Strength Low Alloy
MO	Microscopia Óptica
TRIP	Transformation Induced Plasticity
UHSS	Ultra High Strength Steel
ULSAB	Ultra Light Steel Auto Body
ULSAB-AVC	Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concept
ULSAC	Ultra Light Steel Auto Closures
ULSAS	Ultra Light Steel Auto Suspensions
UNESP	Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”

LISTA DE SÍMBOLOS

MPa	Mega Pascal
Kgf/mm ²	Kilograma força/milímetros quadrados
C	Carbono
Fe	Ferro
t	Tempo
s	Segundos
Fe ₃ C	Carboneto de Ferro
r	Coefficiente de anisotropia ou de Lankford
r _m	Coefficiente de anisotropia média
r ₀	Coefficiente de anisotropia a 0° do sentido de laminação
r ₄₅	Coefficiente de anisotropia a 45° do sentido de laminação
r ₉₀	Coefficiente de anisotropia a 90° do sentido de laminação
E	Módulo de Elasticidade
σ	Tensão de engenharia
F	Força
l ₀	Comprimento inicial
l _f	Comprimento final
e	Espessura
w ₀	Largura inicial
w _f	Largura final

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	OBJETIVO GERAL.....	15
1.1.1.	Objetivos Específicos	15
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1.	AÇOS: PROPRIEDADES E CLASSIFICAÇÃO	16
2.2	O PROJETO ULSAB	18
2.3.	AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA	21
2.3.1.	Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)	21
2.3.2.	Aços avançados de alta resistência (AHSS)	23
2.3.3.	Aços TRIP	25
2.3.4.	Aços Dual Phase (DP)	26
2.4.	A IMPORTÂNCIA DA MICROESTRUTURA MULTIFÁSICA NOS AÇOS ..	27
3.	PARTE EXPERIMENTAL	29
3.1.	O MATERIAL	29
3.2.	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE METALOGRAFIA	30
3.2.1.	Seccionamento	31
3.2.2.	Embutimento	31
3.2.3.	Marcação das amostras	32
3.2.4.	Lixamento	32
3.2.5.	Polimento	34
3.2.6.	Ataque químico	35
3.3.	IMAGENS DO ENSAIO METALOGRÁFICO	35
3.4.	ENSAIO DE TRAÇÃO	37
3.4.1.	Confecção dos CDP	37
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	40
4.1.	CÁLCULO DA ANISOTROPIA	40
4.2.	METALOGRAFIA: ANÁLISE QUALITATIVA	48
5.	CONCLUSÕES	56
6.	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	57
	REFERÊNCIAS	58

1. INTRODUÇÃO

Hoje em dia em nossa sociedade, chega a ser impossível imaginar um mundo sem utilização do aço.

De acordo com o Instituto do Aço Brasil, o estágio de desenvolvimento econômico de um país pode ser mensurado pela sua produção de aço. Seu consumo cresce proporcionalmente à construção de edifícios, execução de obras públicas, instalação de meios de comunicação e produção de equipamentos. Apesar de comumente utilizados no cotidiano, a fabricação do aço exige técnica que deve ser renovada de forma recorrente, por isso tanto investimento das siderúrgicas em pesquisa e inovação. O início e o processo de aperfeiçoamento do uso do ferro representaram grandes desafios e conquistas para a humanidade.

De uma forma simples, pode-se dizer que o aço é uma liga de ferro e carbono. O ferro pode ser encontrado em toda crosta terrestre, fortemente ligado ao oxigênio e à sílica. O ferro (minério) é um óxido de ferro misturado com areia fina. O carbono é também relativamente abundante na natureza e pode ser encontrado sob diversas formas. Na siderurgia, usa-se carvão mineral, e em alguns casos, o carvão vegetal. O carvão exerce duplo papel na fabricação do aço.

Quando utilizado como combustível, permite alcançar altas temperaturas (cerca de 1.500° Celsius) necessárias à fusão do minério. Com função de redutor, associa-se ao oxigênio que se solta do minério com a alta temperatura, deixando livre o ferro. O processo de remoção do oxigênio do ferro para ligar-se ao carbono chama-se redução e ocorre dentro de um alto forno.

O minério e o carvão são previamente preparados antes de serem levados ao alto forno, para melhorar o rendimento e abaixar o custo do processo. O minério é transformado em pelotas e o carvão é destilado, para obtenção do coque, dele se obtendo ainda outros subprodutos carboquímicos.

No processo de redução, o ferro se liquefaz e é chamado de ferro gusa ou ferro de primeira fusão. Impurezas como calcário, sílica etc. formam a escória, que é matéria-prima para a fabricação de cimento.

A próxima etapa do processo é o refino. O ferro liquefeito é levado para a aciaria, para ser transformado em aço, mediante queima de impurezas e adições. O refino do aço se faz em fornos a oxigênio ou elétricos.

Enfim, a parte final do processo de fabricação do aço é a laminação. O aço, em processo de solidificação, é deformado de forma mecânica e transformado em diversos produtos siderúrgicos, como por exemplo chapas grossas e finas, bobinas, vergalhões, arames, perfilados, barras etc. Vale ressaltar que com os avanços tecnológicos, as fases de redução, refino e laminação vem sendo aprimoradas, reduzidas no tempo, assegurando assim maior velocidade na produção.

Com isso, pode-se perceber que o aço e sua indústria estão presentes em toda a história de desenvolvimento econômico, social e industrial do Brasil. Desde equipamentos, hidrelétricas, torres de transmissão, viadutos, pontes e etc. O aço está em tudo que impulsiona o setor agropecuário e demais segmentos industriais. O aço é o material usado em todos os meios de transporte e podemos percebê-lo em todos os momentos do nosso cotidiano.¹

1.1. OBJETIVO GERAL

Este trabalho tem como objetivo geral reforçar os conceitos e técnicas aprendidas ao longo de minha formação em Engenharia de Materiais, contribuindo para o desenvolvimento tecnológico de aços avançados de alta resistência. Dessa forma talvez tornar possível a transferência destes conhecimentos para o setor produtivo.

1.1.1. Objetivos Específicos

- a) Caracterização mecânica e microestrutural de aços bifásicos utilizados na indústria automobilística;
- b) Análise de Metalografia de corpos de prova de aço classificado como DP1000 e DP1200 (avaliação micro estrutural por meio da utilização de microscópio óptico e análise qualitativa);
- c) Ensaio de tração, para caracterização mecânica de CDP de aço DP1000 e DP1200 (cálculo de anisotropia)
- d) Correlacionar as propriedades do material com as estruturas formadas.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

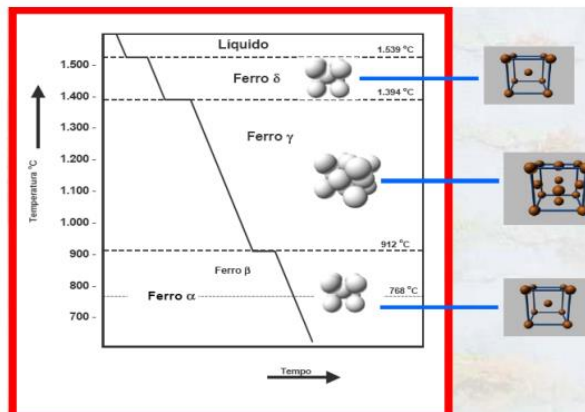
2.1. AÇOS: PROPRIEDADES E CLASSIFICAÇÃO

As ligas de ferro são utilizadas em diversas aplicações, e observam-se as mais diversas características em suas ligas, desde alta plasticidade (para processos de estampagem profunda), até ligas extremamente duras como os aços utilizados em ferramentas de corte por exemplo. Tudo isso depende conseqüentemente da sua composição química. Como o ferro é alotrópico, suas diversas ligas podem ser obtidas por tratamentos térmicos ou em função dos efeitos causados pela adição de diferentes quantidades e novos elementos de liga. (SILVA, 2006).

O crescimento tecnológico e avanço dos bens de consumo duráveis e a necessidade de uma infraestrutura adequada para suprir às necessidades da sociedade, fez com que o desenvolvimento de materiais de custo relativamente baixo (mas que também atendessem aos requisitos micro estruturais e mecânicos para diferentes aplicações) fosse implementado. O aço tem praticamente uma aplicação universal devido à sua capacidade de desempenhar os mais diferentes perfis de propriedades quando possuem seus elementos de liga e tratamentos termomecânicos escolhidos de forma correta (GORNI, 2008).

Na Figura 1, é possível observar que o ferro no estado sólido, ao ser aquecido a partir da temperatura ambiente, muda a sua estrutura de CCC para CFC a 912°C, e se o aquecimento é mantido até uma temperatura de 1394°C, ele muda novamente de estrutura, transformando-se de CFC para CCC (SILVA, MEI, 2006).

Figura 1 - Esquema representativo das diversas estruturas alotrópicas do ferro (CARAM, 2013).



Fonte: Nogueira (2013)

Por outro lado, diversas rotas de tratamentos térmicos são realizadas para produzir diferentes fases, que apresentam propriedades mecânicas diferenciadas, logo, vão desde uma fase dúctil como por exemplo a ferrita, até uma fase resistente mecanicamente como a martensita, que apresenta altos valores de dureza (SILVA; MEI, 2006; JACQUES, 2004).

Logo, são utilizados diferentes métodos para classificar aços e ligas. Alguns baseados na sua aplicação, outras nas propriedades mecânicas, mas todos são de alguma maneira úteis quando se tratam de condições específicas, já que todos são provenientes da composição química, do processamento e da sua micro e macroestrutura (SILVA; MEI, 2006).

Dessa forma, algumas entidades como AISI, SAE, ASTM, DIN (ASM, 1990) utilizam um sistema de classificação (universalmente aceito) e que também foi utilizado como base para o sistema brasileiro ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas). Com a necessidade de novos aços para aplicações mais específicas, novos aços podem ser desenvolvidos. Com isso, a classificação de acordo com a aplicação normalmente é considerada um dos critérios mais adequados, logo é possível selecionar aços desde aplicações em arames, molas, tubos como em situações de maior resistência ao desgaste, ao impacto, à oxidação, à corrosão entre outros, como por exemplo aços para fins estruturais (SILVA, 2006).

De acordo com CHIAVERINI, 2012, no caso de aços para aplicações estruturais estes devem apresentar como principais requisitos:

- Elevado valor de relação entre limite de resistência e limite de escoamento, ductilidade e homogeneidade, alta tensão de escoamento, considerável tenacidade, boa soldabilidade, suscetibilidade de corte por chama, sem endurecimento;
- Boa conformabilidade e baixo custo, além de razoável resistência à corrosão, sendo possível o seu uso tanto na construção civil, em estruturas fixas de grande porte, como edifícios ou pontes, quanto em estruturas móveis, como veículos de transporte, equipamentos ferroviários, navais e aeronáuticos, etc.;

Aços estruturais, como os aços-carbono comuns, simplesmente laminados, sem quaisquer tratamentos térmicos, são plenamente satisfatórios, para aplicações onde a resistência mecânica e o peso podem ser considerados como fatores de relevância secundária (CHIAVERINI, 2012).

Porém, para utilização em estruturas móveis, nas quais a relação resistência/peso é um fator de extrema importância, torna-se imprescindível a produção de componentes com alta resistência para emprego em estruturas de baixo peso e, portanto, resistentes às condições de

trabalho. Assim, em função das suas resistências e aplicações, os aços estruturais podem ser classificados como:

- Aços ao carbono;
- Aços liga;
- Aços de alta liga;
- Aços de alta resistência (aços de alta resistência e baixa liga – ARBL (HSLA – High Strength Low Alloy); aços de ultra-alta resistência – UHSS (Ultra-High Strength Steels); aços avançados de alta resistência – AHSS (Advanced High Strength Steels)).

Porém, apesar desta classificação, suas propriedades ainda podem ser modificadas durante o processo de fabricação, especialmente por meio de tratamentos, sejam eles: térmicos, mecânicos, termomecânicos, entre outros (SILVA, 2006).

Fora isso, o critério de um custo aceitável como um fator economicamente relevante, tanto para o fornecedor quanto para o cliente, varia diretamente com o número de propriedades especificadas e/ou requeridas (SILVA; MEI, 2006).

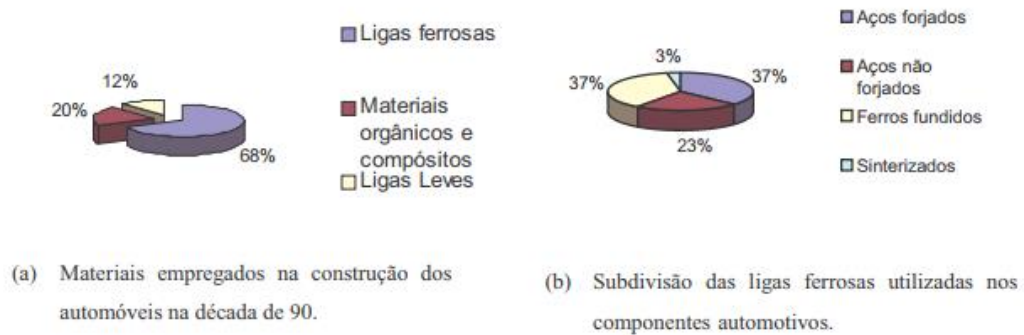
Em conclusão, para fins estruturais, o aço continua ocupando uma posição de indistinguível supremacia e preponderância dentre os demais materiais, ao combinar aspectos ou características como alta resistência mecânica, trabalhabilidade, disponibilidade e baixo custo (BARREIRO, 1975).

2.2. O PROJETO ULSAB

As ligas de ferro-carbono são, de forma histórica, as mais importantes dentre as ligas metálicas e mais utilizadas. Ao início da década de oitenta, o volume de produção dessas ligas de ferro e conseqüentemente, aços, era até dez vezes maior que a de todos os outros metais e ligas juntos, justificando assim também sua importância (GULHÁEV, 1981).

Falando especificamente da indústria automobilística, nota-se novamente essa significativa importância do uso das ligas ferrosas no setor, em especial dos aços. Tem-se como exemplo: nos materiais utilizados pela indústria automobilística na década de noventa ou mesmo na composição do Peugeot 607, lançado em 2000, ilustrado na Figura 2:

Figura 2 - (a) e (b) Repartição dos materiais utilizados na produção de um automóvel na década de 90 (adaptado de POURPRIX, 2000) e (c) Composição do Peugeot 607 (PLANETA, 2002).



(c) Subdivisão dos materiais utilizados na produção do Peugeot 607.

Fonte: Furtado (2006)

O aço sempre fez parte da produção de automóveis e são baixas as probabilidades de que um dia ele saia completamente desse mercado. Porém, as siderúrgicas produtoras de aço admitem que ele enfrentará novos desafios com o desenvolvimento da indústria automobilística (BROGE, 2000).

Com o maior foco na sustentabilidade e conservação ambiental, houve grande pressão sobre as indústrias do setor automobilístico para que produzissem veículos com menor consumo de combustível. Com isso, alguns estudos relatam uma redução de 10% em peso, isso sem reduzir ou alterar outros parâmetros, e 6 a 7% de redução no consumo de combustível (ASHLEY, 1995).

Sentindo a necessidade e a ameaça do avanço do alumínio no mercado, as grandes siderúrgicas tentaram entender as explicações das vantagens de utilizar este material. Percebeu-se então que as companhias produtoras de alumínio estavam comparando o seu material a projetos sub-otimizados construídos em aço. O AISI (American Iron and Steel Institute) aprovou então um projeto dividido em três fases que tinha como objetivo aprimorar

os aços e os processos utilizados na produção de estruturas e carrocerias automotivas. Este projeto foi rapidamente difundido entre as grandes siderúrgicas americanas e posteriormente entre o restante do mundo (SAWYER, 1995).

Com isso, em 1994 os principais produtores de aço do mundo se uniram em um projeto denominado ULSAB (UltraLight Steel Auto Body) com os seguintes objetivos (ULSAB OVERVIEW REPORT – PHASE 2, 1998):

- (a) Desenvolver um novo conceito de fabricação de automóveis, focado na utilização de aços por meio da otimização dos processos de produção e das ligas a serem utilizadas;
- (b) Proporcionar uma redução significativa de massa em comparação a um conceito de “veículo do futuro”, sem aumento significativo de custo final de produção;
- (c) Attingir objetivos funcionais e estruturais, ou seja, garantir os índices de segurança e conforto do veículo;
- (d) Disponibilizar conceitos que serão futuramente aplicáveis ao desenvolvimento de novos veículos.

Dentre os avanços do projeto ULSAB, está o emprego de novos tipos de aço (assim como também novos e avançados processos de produção) na manufatura dos veículos. No caso dos novos aços, durante o projeto ULSAB, destacam-se os de alta resistência (HSS) e de ultra-alta resistência (UHSS). Esses aços eram constituídos notadamente pelos Aços Isotrópicos (IS), Alta Resistência e Baixa Liga (HSLA), Ultra-Baixo Carbono com Interstícios Livres (ULCB e IF) e Bake Hardenable (BH). Já no projeto ULSAB-AVC, destacaram-se os chamados Aços de Alta Resistência de Última Geração (AHSS). Dentre eles, pode-se destacar os aços multifásicos, que incluem os bifásicos (DP), os de plasticidade induzida por transformação (TRIP) e os de fases complexas (CP). Para componentes de suspensão foram utilizados os bainíticos (que são uma subserie dos bifásicos onde a martensita é substituída por bainita). Ainda fazem parte deste grupo os aços martensíticos (MART) (ANDRADE; TAISS; ROSA, 2002).

Figura 3 – Aspectos metalúrgicos e mecânicos dos aços indicados pelos projetos ULSAB e ULSAB-AVC.



Fonte: Fukugauchi (2010)

2.3. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

2.3.1. Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

A produção de aços destinados à fabricação de componentes mais leves, ou seja, que utilizam uma menor quantidade de material, apresentando e mantendo satisfatórios níveis de resistência tornou-se um imperativo, e desta necessidade surgiram, os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL (High Strength Low Alloy – HSLA), contendo microadições de nióbio, titânio e vanádio, cuja microestrutura ferrítica-perlítica, mais refinada e com capacidade de endurecimento por precipitação, lhe proporcionava maior resistência mecânica (GORNI, 2008).

Aços microligados são conhecidos como aços de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL), sendo constituídos por um grupo específico de aços com composição química especialmente desenvolvida para alcançar certas especificações de propriedades mecânicas, principalmente de limite de escoamento. Segundo a Auto Steel Partnership (2000), aços microligados (ARBL) abrangem valores de limite de escoamento estão na faixa de 300 a 800 MPa.

Segundo ainda a norma SAE J2340 (Society of Automotive Engineers), os aços HSLA (High Strength Low Alloy) ou ligas ARBL são classificados segundo o seu limite de escoamento que pode variar de 300 a 900 MPa. Estudos feitos nos aços de alta resistência e

baixa liga, utilizados em grande escala para construção de navios, edifícios e oleodutos, mostraram as principais vantagens de se trabalhar com este tipo de material.

Dentre estas vantagens encontra-se o limite relativamente alto de escoamento e a soldabilidade relativamente boa do aço em questão. Estas estruturas poderiam suportar carregamento dinâmico, impacto ou ainda explosões. As composições químicas destes materiais podem variar muito, devido principalmente ao tipo de aplicação, propriedades requeridas e processos empregados na fabricação e transformação dos mesmos.

Segundo o ASM Handbook (2001) um dos primeiros aços ARBL foi introduzido em 1930 nos Estados Unidos com a denominação de COR-TEM (Marca da USX Corporation). Possuía uma resistência mecânica cinco vezes maior comparado aos aços utilizados até então. Os modernos aços de alta resistência e baixa liga são bastante utilizados em linhas de alta pressão para distribuição de gás e petróleo. Nos Estados Unidos, são também utilizados para tanques de armazenagem, barcas ou embarcações, pontes, equipamentos para agricultura e indústria automobilística.

Na década de 70, a indústria automobilística buscava intensamente o desenvolvimento de novos materiais, devido principalmente à crise do petróleo. Nesta mesma época o movimento para redução de peso dos veículos se torna um dos principais objetivos de projetistas, engenheiros e metalurgistas, envolvidos no desenvolvimento de novos produtos. Muitos veículos lançados no mercado apresentam soluções interessantes quanto a ganhos significativos de redução de massa e segurança. O próprio projeto ULSAB, citado anteriormente, é um exemplo muito utilizado por fabricantes de aços de baixa liga e alta resistência, desenvolvendo a parte estrutural e coberturas de um automóvel buscando elevados índices de segurança, redução de massa e aplicação de aços com limites de escoamento que vão de 400 MPa a 1400 MPa.

Atualmente, as ligas ARBL são utilizadas nos mais diversos campos de aplicação. Aços microligados são muito utilizados nos processos de forjamento a quente, onde este tipo de processamento ocorre no campo austenítico, de modo que variáveis como a deformação e a temperatura não influenciam a microestrutura final do sistema. Os aços microligados possuem uma resistência ao escoamento em torno de 300 MPa podendo alguns deles chegar a 1100 MPa, sendo um exemplo perfeito para redução no peso dos veículos.

A indústria Japonesa tem investido nestes materiais desde a década passada, contudo, tem encontrado grandes limitações relativas a propriedades de maleabilidade e soldabilidade. Os aços microligados apresentem ótimo desempenho em serviço, porém, o custo de fabricação dos componentes feitos com eles é relativamente alto.

2.3.2. Aços avançados de alta resistência (AHSS)

Em resposta aos desafios ecológicos do milênio e de um ambiente extremamente competitivo em escala global, a partir da década de 1990, foram desenvolvidos os aços designados como “Aços Avançados de Alta Resistência” (Advanced High Strength Steels – AHSS), dentre os quais, encontram-se (ARLAZAROV et al., 2012; XU et al., 2012; GORNI, 2008):

- Aços bifásicos ou Dual Phase – DP;
- Aços com Transformação Induzida por Deformação – TRIP (Transformation Induced Plasticity);
- Aços de fases complexas ou Complex Phase – CP;
- Aços martensíticos e os parcialmente martensíticos – Mart;
- Aços com maclação induzida por plasticidade - TWIP (Twinning Induced Plasticity);
- E aços com tamanho de grão ultrafino.

Entre as aplicações para os aços de alta resistência estão aquelas em que o critério relevante é o baixo peso, ou seja, estruturas mais leves, que permitem diminuir o consumo de combustíveis facilitando o seu uso de forma mais racional, promovendo a redução das emissões de veículos de exaustão e a melhoria dos dispositivos de segurança nos veículos.

Para atender a estes requisitos, aços com alta e ultra-alta resistência, também exibindo uma ductilidade relativamente alta, foram desenvolvidos para a indústria de transporte em geral, e de um modo especial para o setor aeronáutico (DELAGNES et al., 2012; XU et al., 2012; DE COOMAN, 2004).

O emprego destes materiais com o uso de microestruturas adequadas permitiu minimizar a perda de ductilidade mantendo maiores níveis de resistência (GORNI, 2008). Aços multifásicos, com microestruturas constituídas de ferrita, martensita, bainita, e austenita retida, em função dos elementos de liga e do processamento utilizado, tornam possível combinar tais microestruturas, assim como alterar as frações volumétricas, por deformação mecânica, por exemplo, transformando parte da austenita retida em martensita, com melhoria adicional na resistência, sendo possível então a redução da quantidade de material usado, e obtenção de estruturas mais leves (SILVA et al., 2006; RÈCHE et al., 2011).

A austenita retida em quantidade significativa também exerce um papel fundamental no aumento da absorção de energia nestes aços multifásicos (MATLOCK et al., 2001; OLIVER et al., 2007).

Na fabricação da estrutura dos carros modernos, considera-se o critério “segurança” um fator decisivo, principalmente na Europa, onde são usados aços de alta resistência especialmente adequados para a absorção de energia durante a aplicação de cargas dinâmicas, como o que ocorre num impacto provocado por colisão (ANNIBAL et al., 2005; JACQUES et al., 2001).

Por esta razão é necessário que durante a fabricação destes materiais nem toda a austenita esteja transformada, deixando uma quantidade significativa para a transformação durante o impacto e absorção da energia no evento de uma colisão. Isso é avaliado por meio do desempenho dos veículos em testes de impacto (ANNIBAL et al., 2005).

Esta transformação frequentemente denominada como efeito TRIP constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que possibilita o aumento do alongamento uniforme e da taxa de encruamento, resultando também em uma maior absorção de energia durante o ensaio de impacto (JACQUES et al., 2001; ANNIBAL et al., 2005).

Presentemente, já é possível encontrar especulações quanto ao desenvolvimento da terceira geração de aços AHSS, que indicam que estes aços possuem médio teor de manganês, e um bom comportamento mecânico pode ser explicado pela razão entre a alta fração de austenita retida após o revenimento e as características microestruturais de grãos ultrafinos (ARLAZAROV et al., 2012).

Resultados de algumas das últimas investigações científicas têm revelado que dentre todos os candidatos a aços avançados de alta resistência (AHSS), os que possuem estrutura bainítica/martensítica livres de carbonetos se tornaram o centro das atenções devido suas excelentes propriedades constatadas nos últimos anos, o que foi possível pela adição de Si que age suprimindo a formação de carbonetos durante a transformação bainítica, permitindo o enriquecimento de carbono dos filmes de austenita, que adquirem alta estabilidade e ficam retidos, localizados entre as placas de ferrita bainítica, assim podendo promover o efeito da transformação induzida por deformação (TRIP), quando sob impacto ou deformação, e conduzindo a obtenção de melhores propriedades mecânicas (GAO et al., 2013).

Também, dentre os aços classificados como avançados de alta resistência, os aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP (TRIP – assisted multiphase steels), oferecem um compromisso atraente entre resistência e ductilidade devido à sua microestrutura complexa, que associa ferrita pró-eutetóide, bainita e frações significativas de austenita retida, gerada ao final de um esquema de tratamento térmico específico (ANNIBAL et al., 2005).

2.3.3. Aços TRIP

O princípio do efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity) foi estudado primeiramente para aços ligados ao Ni e Cr por Zackay et al (1967 apud NIGRI, 2008, p.23). Para esses autores, o aumento de resistência e ductilidade de um aço inoxidável austenítico poderia ser obtido a partir de uma deformação plástica, na qual a austenita retida se transformaria em martensita.

De acordo com Bleck (2002), nos últimos anos, o termo “aços assistidos pelo efeito TRIP” está sendo utilizado para designar os aços multifásicos que consistem em uma matriz de ferrita poligonal, bainita, martensita e uma significativa quantidade de austenita retida. A fração volumétrica, a distribuição e as propriedades de cada fase são controladas pela composição química e histórico do processamento termomecânico da liga, e determina as propriedades finais do aço.

Em 1967, Zackay e outros mostraram que é possível obter altos valores de alongamento num aço austenítico se, durante o processo de deformação sob temperatura ambiente, ocorrer transformação contínua da austenita para martensita. Esse fenômeno foi atribuído à dilatação que ocorre durante a transformação da austenita FCC para a ferrita BCC, e foi designado pela sigla TRIP que significa plasticidade induzida por transformação (GORNÍ, 2008).

O efeito TRIP resulta da transformação da martensita induzida por deformação a partir da austenita metaestável. Esta transformação constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que evita a ocorrência de deformações localizadas, aumentando dessa forma o alongamento uniforme e a taxa de encruamento. Simultaneamente tais efeitos resultam em uma maior absorção de energia no ensaio de impacto (GORNÍ, 2008).

Vários aspectos das transformações de fase por resfriamento contínuo e da transformação martensítica resultante do efeito TRIP, ainda precisam ser elucidados. Muitos estudos vêm sendo desenvolvidos com o objetivo de otimizar os esquemas de tratamentos termomecânicos para a obtenção desses aços, prestando especial atenção à estratégia do resfriamento controlado para obter a microestrutura e as propriedades mecânicas desejadas (GORNÍ, 2008).

2.3.4. Aços Dual Phase (DP)

No final da década de 1970 surgiu o primeiro desenvolvimento nesse sentido, o assim chamado aço bifásico (dual phase) que, como seu nome dá a entender, apresenta microestrutura constituída por uma matriz com 80 a 85% de ferrita poligonal macia mais 15 a 20% de martensita dura (RASHID 1977).

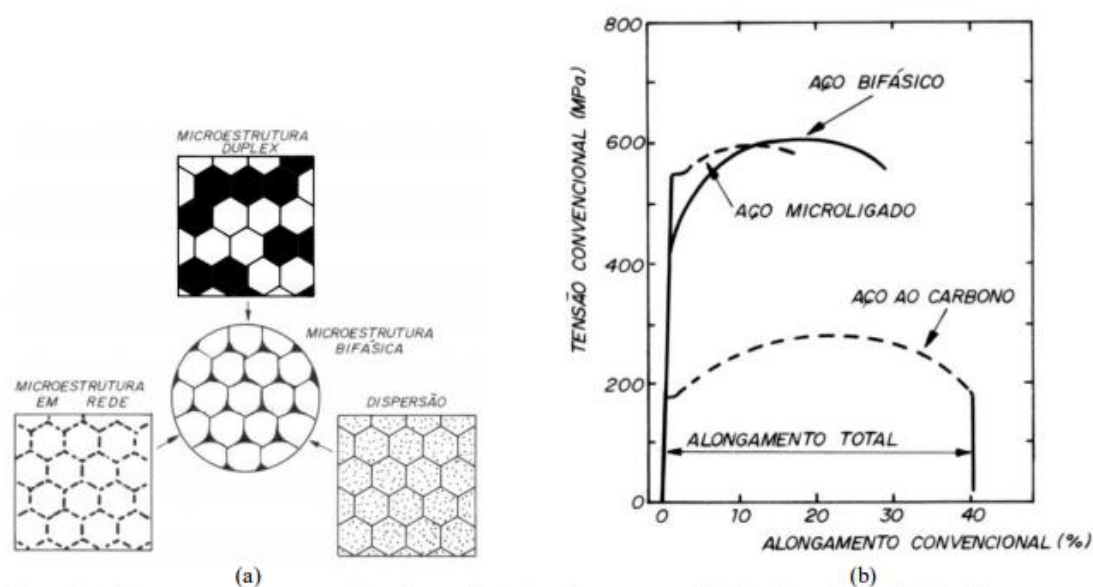
Hornbogen definiu a microestrutura bifásica como sendo uma fusão das três morfologias básicas das microestruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede. Por esse motivo, a microestrutura bifásica reúne as características topológicas peculiares de cada tipo de morfologia, conforme mostra a Figura 4 (a). Como ocorre com a microestrutura duplex, na bifásica as quantidades de grãos por volume das duas fases são iguais; logo, as razões entre os volumes dos grãos das duas fases e entre suas frações em volume devem ser iguais. Da microestrutura em dispersão tem-se que na bifásica a segunda fase dura deve ser totalmente isolada pela fase-matriz macia, garantindo-se a ductilidade e conformabilidade do material. Finalmente, da mesma forma como a microestrutura em rede, na bifásica a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase-matriz (HORNBOGEN 1980, GORNI 1995).

A microestrutura bifásica, com seu arranjo particular de ilhas duras dispersas numa matriz macia, apresenta uma série de características mecânicas que lhe assegura boa conformabilidade: escoamento contínuo (ou seja, ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferrítico-perlíticos, mesmo microligados); limite de escoamento (a 0,2% de deformação) entre 300 e 380 MPa; alto coeficiente de encruamento n , entre 0,2 e 0,3; limite de resistência entre 620 e 655 MPa; baixa razão elástica, entre 0,5 e 0,6; e alongamento total superior a 27%. A Figura 4 (b) permite comparar as curvas típicas obtidas por meio de ensaios de tração para aços ao C, microligado e bifásico. Como se pode observar, o aço bifásico representa um caso intermediário entre os outros dois materiais, apresentando nível de resistência mecânica similar à do aço microligado, mas ductilidade mais próxima à do aço ao C (GORNI 1989).

Durante a produção dos aços bifásicos, tanto por meio da laminação de tiras a quente como de recozimento contínuo, a matriz ferrítica se forma em primeiro lugar, enriquecendo a austenita remanescente com C e outros elementos de liga. Esta, por sua vez, ganha temperabilidade suficiente para se transformar mais tarde em martensita, sob temperaturas bem mais baixas. Essa transformação atrasada da martensita induz tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, as quais facilitam o processo de escoamento e, dessa forma,

reduzem o valor do limite de escoamento e suprimem a ocorrência de patamar. Um resfriamento lento após a formação da martensita pode proporcionar a redução da fragilidade da martensita recém-formada por meio de efeitos de revenido. Durante a deformação plástica o escoamento da matriz ferrítica macia por meio das “ilhas” de martensita dura encrua significativamente o material, contribuindo para aumentar sua resistência mecânica. A Figura 4 mostra esquematicamente o efeito dos vários parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas do aço bifásico (MAID 1988).

Figura 4 – (a) Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica b) Comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao C, microligado e bifásico.



Fonte: Gorni (2008)

2.4. Importância da microestrutura multifásica nos aços

Uma combinação de fases na microestrutura dos aços multifásicos, com morfologia e proporção adequadas na formação da estrutura pode levar a ganhos de resistência sem perdas significativas na ductilidade. Assim, uma combinação de martensita e bainita (microconstituintes duros) pode contribuir para elevar a resistência mecânica, a martensita de forma mais significativa, as fases ferrita e austenita, em menor proporção e bem distribuídas podem contribuir para manter os níveis de ductilidade. Esta combinação pode elevar a

tenacidade, propriedade desejada para a maioria das aplicações industriais (CARRER et al., 2010; SOUZA et al., 2008).

Em diversos setores industriais como o aeronáutico e o automobilístico, várias peças são forçadas a suportar um ciclo de fadiga superior aquele para o qual foram projetadas, devido às condições críticas do ambiente de serviço e estado de tensão, a que estão submetidas, o que reduz sua vida útil e pode provocar acidentes. Então, para suprir esta necessidade, aços de ultra-alta resistência multifásicos, com estrutura bainítica/martensítica livre de carbonetos, foram projetados, apresentando uma melhor resistência à propagação da trinca por fadiga, por causa do efeito de restrição promovido pelo silício sobre a precipitação de carbonetos oriundos da ferrita bainítica (XU et al., 2010).

Também, em aços multifásicos, a resistência à tração pode ser aumentada com a presença de uma maior fração volumétrica dos microconstituintes duros (bainita + martensita), pois estes atuam como barreira ao movimento de discordâncias, aumentando o encruamento da fase dúctil durante o processo de deformação. Já a combinação entre os microconstituintes austenita e bainita permite alcançar uma melhoria da tenacidade, mantendo o aço com alta resistência e uma boa ductilidade (TOMITA et al., 1993).

3. PARTE EXPERIMENTAL

3.1. O MATERIAL

O material utilizado neste trabalho – classificado como um aço bifásico de baixo teor de carbono e alta resistência mecânica – foi obtido junto ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho. Suas principais aplicações estão voltadas a indústria automobilística e sua composição química e tratamentos térmicos são desconhecidas, pois se trata de um material fornecido de fora do Brasil com intuito de caracterização e comprovação de suas propriedades nominais.

Segundo Garcia, para que um projeto de engenharia seja viável, é necessário conhecimento das características e propriedades do material em questão. Para obtenção desses parâmetros no presente estudo, foram realizados ensaio metalográfico, análise qualitativa e ensaio de tração, que serão discutidos a seguir.

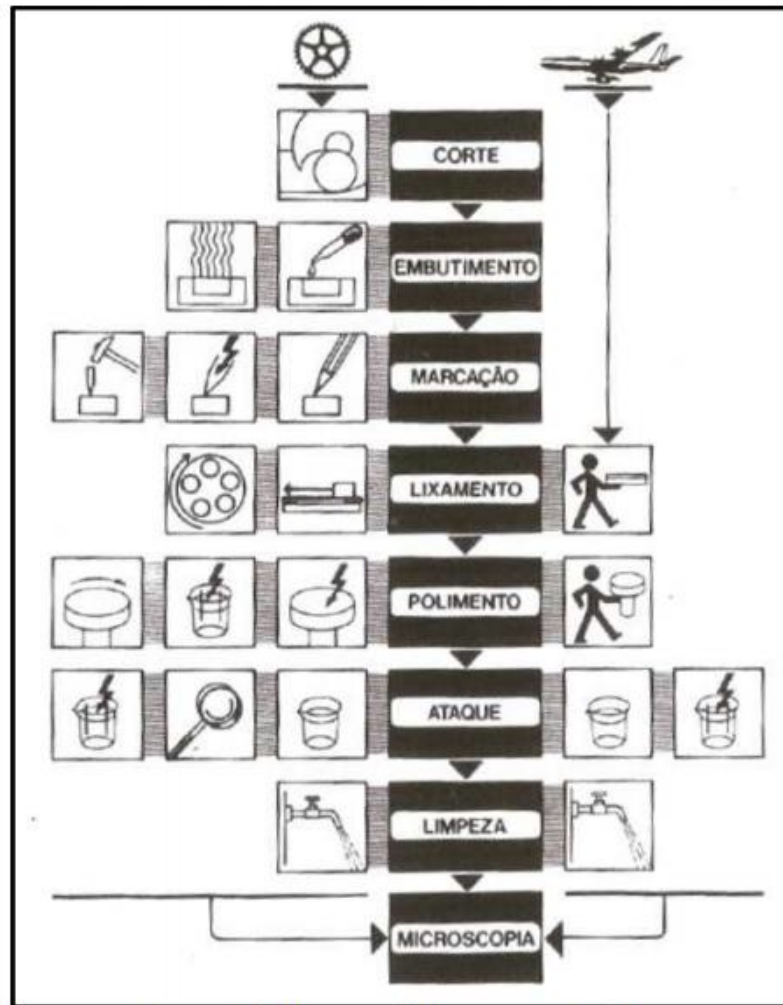
3.2. PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE METALOGRAFIA

Os três estágios utilizados em um ensaio metalográfico são:

- preparação da superfície do corpo de prova
- ataque químico
- observação por meio de um instrumento óptico ou eletrônico

A preparação da superfície segue a seguinte sequência: embutimento, marcação, lixamento, polimento, ataque e limpeza conforme mostra a Figura 5 (FAZANO, 1980).

Figura 5 – Representação da sequência de etapas utilizadas na preparação de uma amostra metalográfica.



Fonte: Fazano (1980)

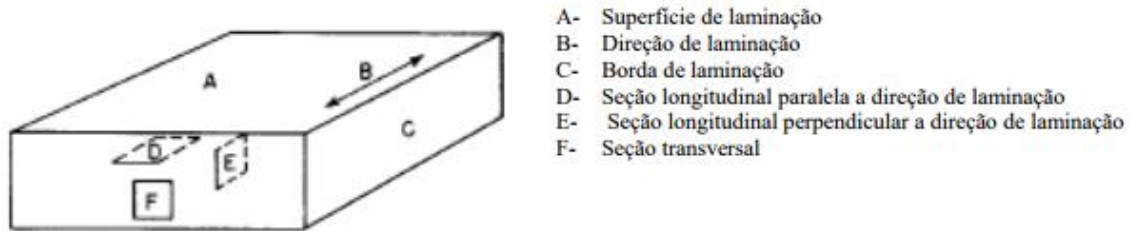
Neste trabalho, a preparação metalográfica seguiu os processos normatizados pela ASTM E 3-10 (2007) de seccionamento, embutimento, lixamento, polimento e foram realizados no Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP.

3.2.1. Seccionamento

Os CDP para realização da análise metalográfica foram cortadas de chapas de aço DP 1000 e DP 1200 no Laboratório de Usinagem do DMT/FEG/UNESP com utilização de uma máquina de corte por serra de fita vertical, em tamanhos de aproximadamente 10x10mm.

Foram extraídas amostras da seção longitudinal paralela à direção de laminação, itens (D), (E), (F) da Figura 6.

Figura 6 – Esquema representativo das direções para cortes de amostras em um material de acordo com ASTM.



Fonte: ASTM E3-01 (2007)

3.2.2. Embutimento

Após o seccionamento, as amostras foram submetidas a embutimento a quente.

O embutimento foi realizado no equipamento AROTEC PRE 30Mi, do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP, Figura 7 (b). Foi utilizada resina fenólica (baquelite) para embutimento de amostras metalográficas, BUEHLER, Figura 7 (a). O tempo médio do processo completo de embutimento por amostra foi de vinte minutos, desde o seu posicionamento no equipamento até a retirada da amostra já embutida. O uso de vaselina sólida ou de grampos de fixação de aço inoxidável, da STRUERS, fez-se necessário para o posicionamento das amostras no equipamento.

Figura 7 – (a) Resina fenólica (b) Embutidora AROTEC PRE 30Mi



(a)



(b)

Fonte: Produção do próprio autor

3.2.3. Marcação das amostras

Em razão do número de amostras, foi necessário identificar as mesmas, utilizando um gravador vibrador com ponta de aço temperado. As amostras foram identificadas quanto à seção e ao tipo de aço bifásico analisado (DP1000 ou DP1200).

3.2.4. Lixamento dos CDP

O objetivo deste processo é a remoção de riscos e deformações provenientes do seccionamento do material e a obtenção de uma superfície plana cuja profundidade de deformação seja suficientemente fina. Esta técnica consiste no lixamento da amostra, sucessivamente, com lixas de granulometria cada vez menor, mudando-se de direção (90°) em cada lixa subsequente, até desaparecerem os traços da lixa anterior (PETZOW, 2001). Neste trabalho foram utilizadas lixas d'água com diferentes granulometrias: #220, 320, 400, 600, 1000 e 1200 mesh, sucessivamente. Esse procedimento foi realizado lixadeira manual STRUERS, Figura 8, no DMT/FEG/UNESP.

Figura 8 – (a) Lixadeira manual (b) Lixadeira automática STRUERS



(a)

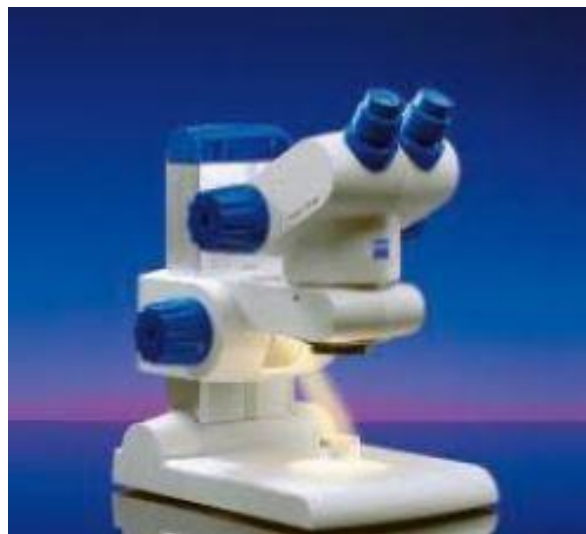


(b)

Fonte: Produção do próprio autor

Nesta etapa, a cada interrupção do lixamento para análise da superfície, foi realizada a limpeza das amostras em água corrente e álcool etílico. Finalmente, as amostras foram secas rapidamente por meio de ar frio forçado fornecido por um secador. A avaliação qualitativa da superfície lixada foi controlada por meio de um estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS, Figura 9, com ampliação de 50x.

Figura 9 – Estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS



Fonte: Produção do próprio autor

3.2.5. Polimento

A finalidade desta etapa do processo mecânico é obter uma superfície plana, sem riscos e com alta refletividade. A existência de riscos atrapalha o exame da superfície da amostra.

De acordo com a ASTM E 407 (2007) um polimento de extrema qualidade é requisito para a realização de ataque colorido, pois o mesmo poderá revelar defeitos decorrentes do processo de polimento, mesmo que esses não sejam visíveis com iluminação de campo claro. Antes de se realizar o polimento, a superfície da amostra foi limpa, de modo a deixá-la isenta de traços abrasivos, solventes, poeiras e outros. O polimento manual foi realizado no equipamento STRUERS DP-10, Figura 10.

Foi utilizado pano para polimento e a mistura de água destilada e suspensão de sílica coloidal para materiais ferrosos, OP-U Suspension (0,25m), fabricação STRUERS. Visou-se evitar polimentos com utilização de força excessiva ou de pressão sobre a amostra, evitando assim riscos ou deformação dos CDP. A avaliação qualitativa da superfície polida também foi controlada com auxílio do microscópio óptico de bancada STEMI 2000 - ZEISS, objetivando-se uma superfície plana e com ausência de riscos. Nesta etapa, a limpeza das amostras foi feita com água destilada e secagem com ar frio forçado.

Figura 10 – Equipamento de polir STRUERS DP-10



Fonte: Produção do próprio autor

3.2.6. Ataque químico

A amostra lixada e polida já está pronta para o exame macro ou microscópico desde que seus elementos estruturais possam ser distinguidos uns dos outros, por meio da diferenciação de cor, relevo e falhas estruturais. Em grande parte, uma superfície metálica polida reflete a luz uniformemente de tal maneira que os detalhes de sua estrutura não podem ser distinguidos, necessitando-se contrastá-las adequadamente. O processo mais usual para se obter contraste é o ataque químico (FAZANO, 1980). Para o ataque químico são utilizadas soluções aquosas ou alcoólicas de ácidos, bases e sais, bem como sais fundidos. As condições de ataque, tais como composições químicas, temperaturas e tempos, podem ser variadas para atingir as mais diversas finalidades de contraste. Um dos reagentes mais utilizados em ataques químicos é o Nital.

O Nital é constituído de 1 a 5ml de HNO₃ (ácido nítrico) e 99 a 95ml de etanol (álcool etílico). Para metalografia normalmente utiliza-se uma concentração de 2%. Este reagente é recomendado na revelação de estruturas de baixo e médio teor de carbono quando necessitamos de acentuado contraste entre perlita, cementita e ferrita (COLPAERT, 2008) (SILVA,1977). Desta forma, tem-se:

- Nital 2% (2mL HNO₃ e 98 mL de álcool etílico PA): após sua aplicação por imersão, este reagente permaneceu sobre a superfície da amostra por um tempo de exposição médio em torno de 25 segundos, sendo sua ação interrompida com uso de água corrente e secagem com jato de ar frio.

3.3. IMAGENS DO ENSAIO METALOGRAFICO

Após cada ataque químico foram fotografados 20 campos da amostra atacada, utilizando-se uma ampliação de 1000x. Porém, em algumas situações, tornou-se conveniente a obtenção de imagens com utilização de ampliações menores, de 500x e 50x, para obter-se uma visão mais ampla da microestrutura do material e do filme de reagente que se formou na superfície da amostra atacada, a fim de se verificar suas características. As imagens foram capturadas de forma aleatória ao longo de toda a superfície das amostras e armazenadas em formato TIFF. A obtenção das imagens metalográficas foi realizada no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMAT) do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP. As imagens foram fotografadas em campo claro, utilizando um microscópio

óptico NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um PC e a uma câmera digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, usando-se o software AXIO VISIO – ZEISS, Figuras 11 e 12.

Figura 11 – Corpos de prova para Metalografia após todo processo de preparação.



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 12 – Microscópio óptico NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um PC e a uma câmera digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS.



Fonte: Produção do próprio autor

3.4. ENSAIO DE TRAÇÃO

De acordo com Souza (1982), um ensaio de tração pode ser definido como a aplicação de carga de tração uniaxial em um corpo de prova, que deve ser padronizado (dessa maneira as deformações serão distribuídas uniformemente ao longo do corpo de prova até o momento de sua ruptura).

A uniformidade da deformação permite ainda obter medições precisas da variação dessa deformação em função da força aplicada. Essa variação é de extrema importância para o engenheiro, que por meio de pontos ou de uma reta dada pela máquina determina a curva tensão versus deformação do material. Porém ao se alcançar o ponto de tensão máxima suportada pelo material, a uniformidade na deformação termina devido ao aparecimento do fenômeno de estrição, ou diminuição da seção do corpo de prova, para metais com certa ductilidade. A ruptura se dá na faixa estreita do material, menos que defeitos internos promovam a ruptura em algum ponto fora dessa região, o que é de rara ocorrência (BERTOLDI, 2014).

3.4.1. Confeção dos CDP

O seccionamento dos corpos de prova foi realizado em máquina CNC (Controle Numérico Computadorizado) via eletroerosão à fio de molibdênio AGIE CHAMILLES na Usina do DMT/FEG/UNESP, Figura 13.

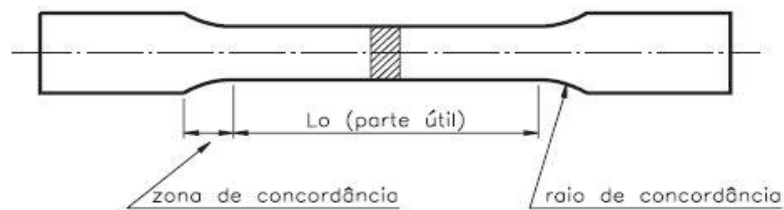
Figura 13 – Máquina CNC AGIE CHARMILLES para seccionamento via eletroerosão à fio.



Fonte: Produção do próprio autor

Foram confeccionados 24 CDP de secção retangular – sendo 12 CDP de aço DP1000 e 12 CDP de aço DP1200, 4 em cada direção de laminação (0° , 45° e 90°), Figura 14. As especificações do corpo de prova são normalizadas, dependendo do material e das condições de realização do ensaio.

Figura 14 – Esquema representativo do corpo de prova para ensaio de tração de secção retangular.



Fonte: Produção do próprio autor

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina servo-hidráulico do fabricante SHIMADZU, Figura 15, situada no Laboratório de Ensaio Mecânicos do DMT/FEG/UNESP. Foram utilizados os seguintes parâmetros: força 50kN, temperatura ambiente aproximadamente 25°C , velocidade de deformação foi de 1 mm/minuto e comprimento da área útil 32mm.

Figura 15 – Máquina servo-hidráulico do fabricante SHIMADZU.



Fonte: Produção do próprio autor

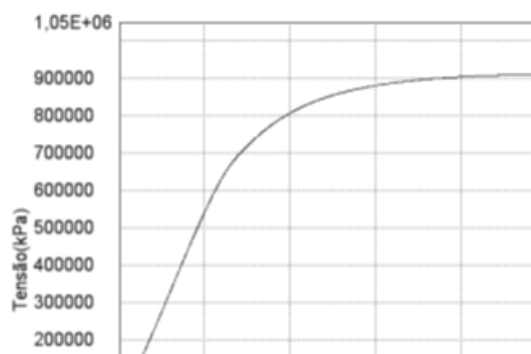
Na realização dos ensaios, os cálculos foram realizados em uma área útil que corresponde ao centro do corpo de prova, e assim foi delimitada uma região com as dimensões para comprimento, largura e espessura, tornando possível dessa forma o cálculo da anisotropia do material.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

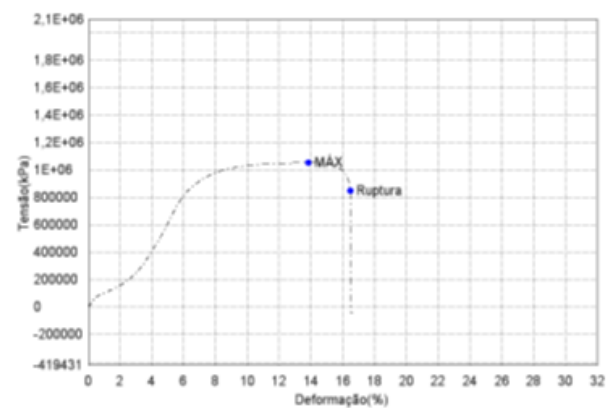
4.1. CÁLCULO DA ANISOTROPIA

Após a realização do ensaio de tração com os CDP de aço DP1000 e DP1200, foram obtidos os gráficos de Tensão vs Deformação, Figuras 16 e 17 respectivamente, por meio do programa TRAPEZIUM X e os parâmetros resultantes do ensaio – são eles: força máxima, tensão máxima e deslocamento máximo.

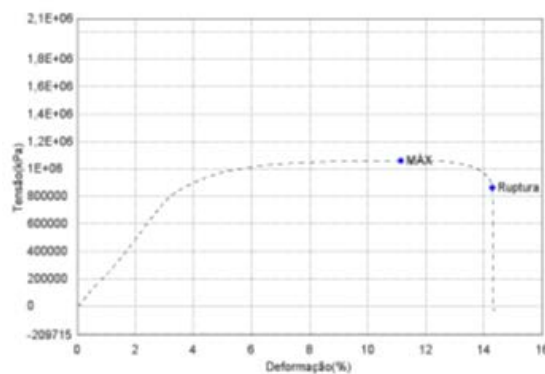
Figura 16 – Gráficos de Tensão vs Deformação obtidos por meio do programa TRAPEZIUM para os CDP de aço DP1000 em diferentes direções de laminação (a) CDP 1-0°-1000 (b) CDP 2-0°-1000 (c) CDP 3-0°-1000 (d) CDP 4-0°-1000 (e) CDP 5-0°-1000 (f) CDP 6-0°-1000 (g) CDP 7-0°-1000 (h) CDP 8-0°-1000 (i) CDP 9-0°-1000 (j) CDP 10-0°-1000 (k) CDP 11-0°-1000 (l) CDP 12-0°-1000.



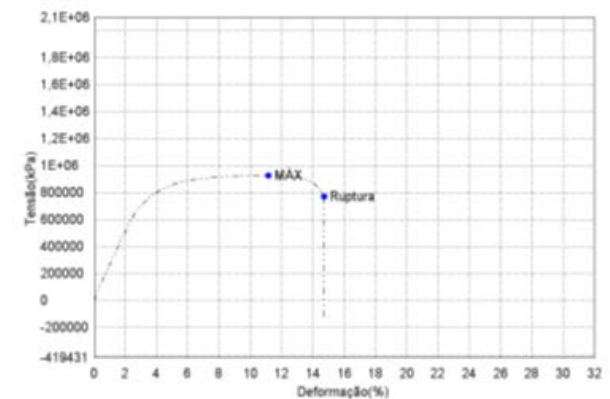
(a)



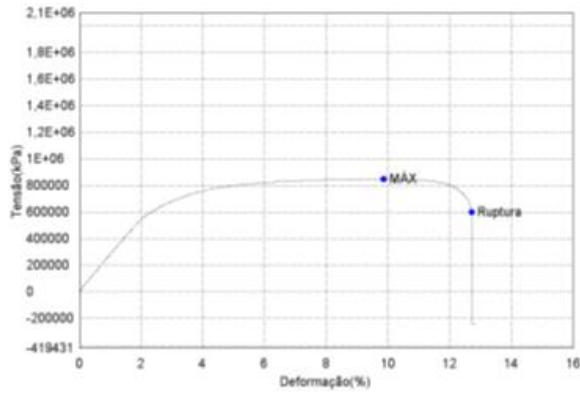
(d)



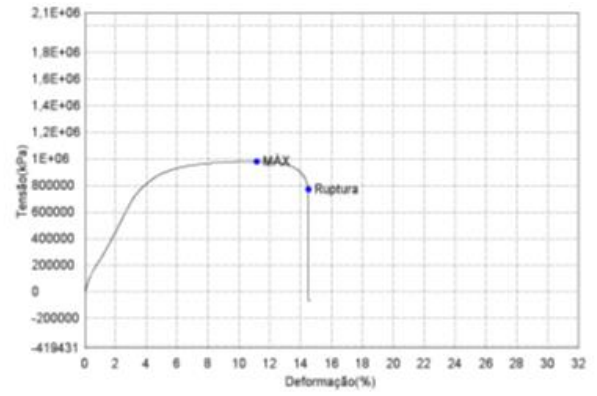
(b)



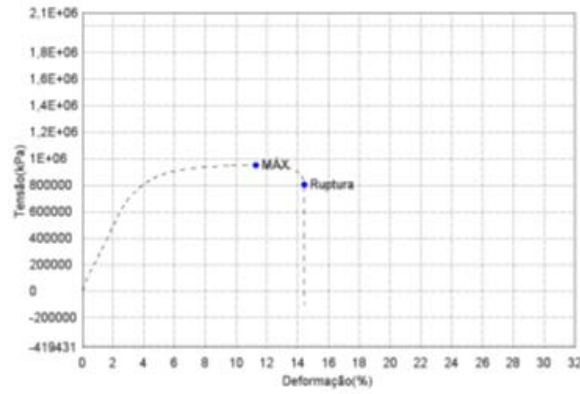
(e)



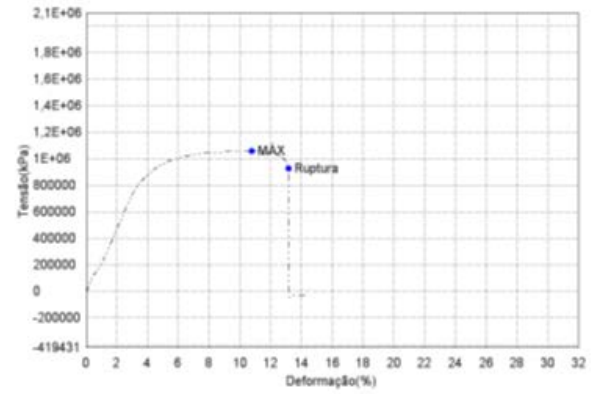
(c)



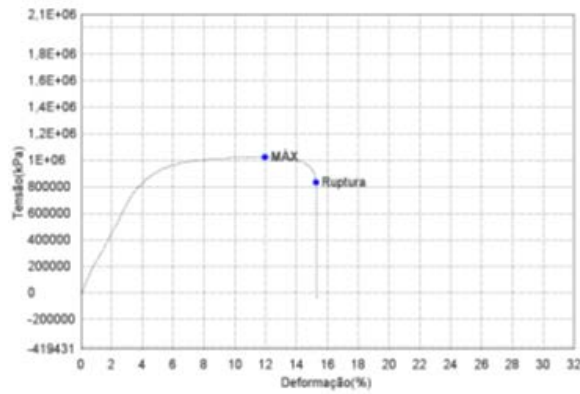
(f)



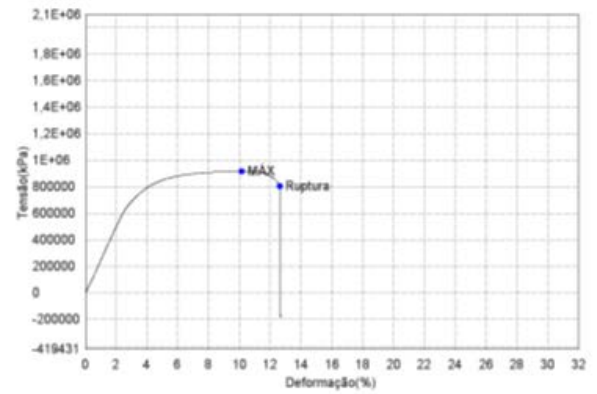
(g)



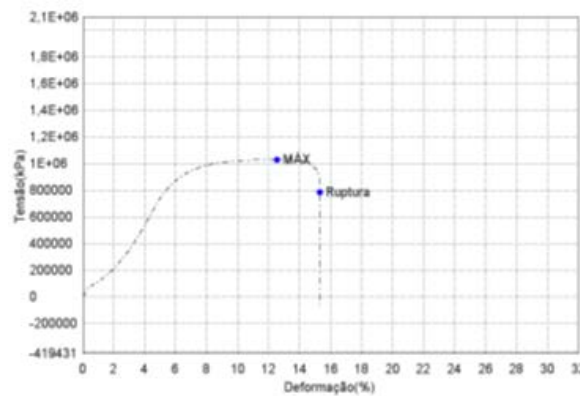
(j)



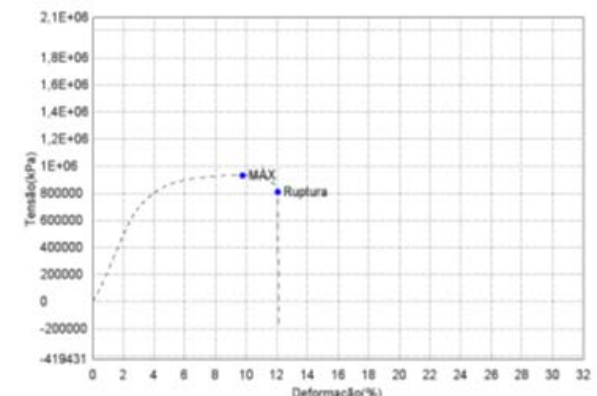
(h)



(k)



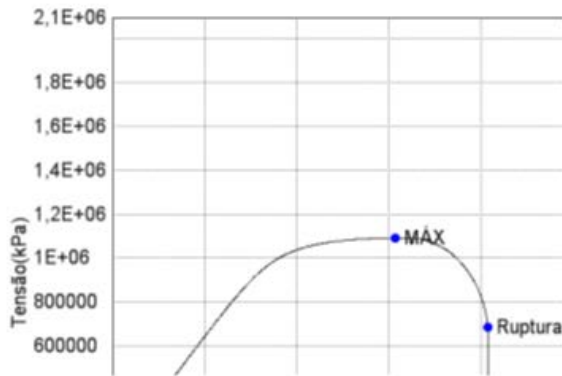
(i)



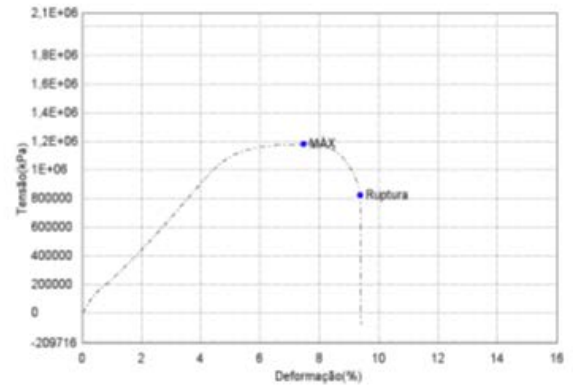
(l)

Fonte: Produção do próprio autor

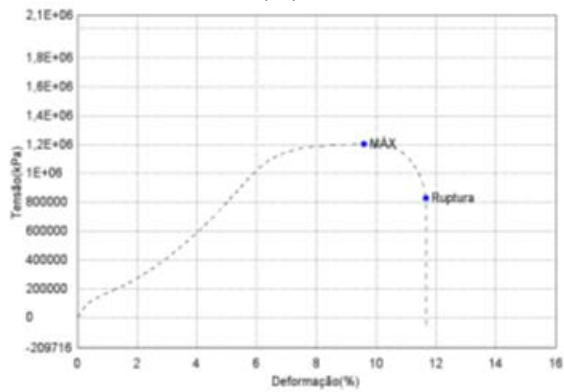
Figura 17 – Gráficos de Tensão vs Deformação obtidos por meio do programa TRAPEZIUM para os CDP de aço DP1200 em diferentes direções de laminação (m) CDP 1-0°-1200 (n) CDP 2-0°-1200 (o) CDP 3-0°-1200 (p) CDP 4-0°-1200 (q) CDP 5-0°-1200 (r) CDP 6-0°-1200 (s) CDP 7-0°-1200 (t) CDP 8-0°-1200 (u) CDP 9-0°-1200 (v) CDP 10-0°-1200 (x) CDP 11-0°-1200 (z) CDP 12-0°-1200.



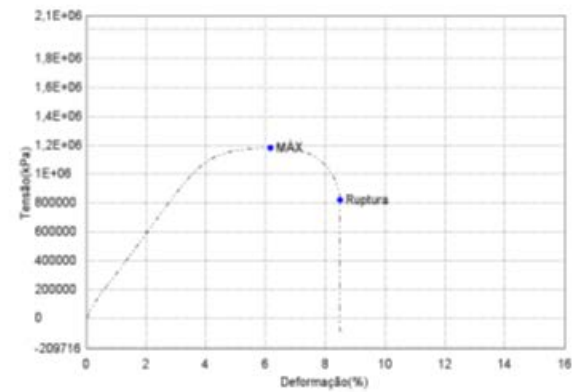
(m)



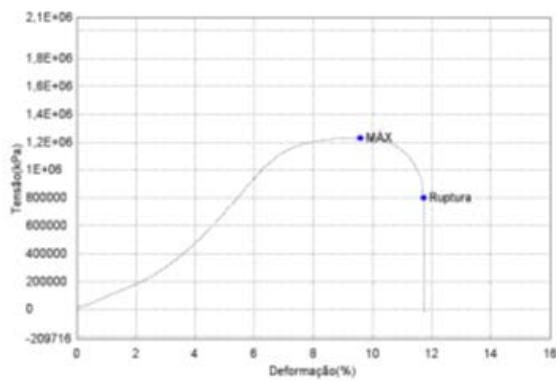
(p)



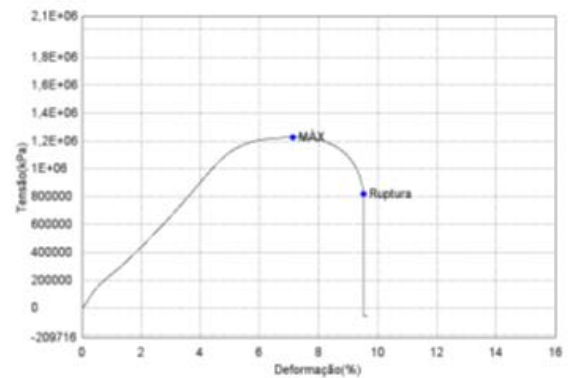
(n)



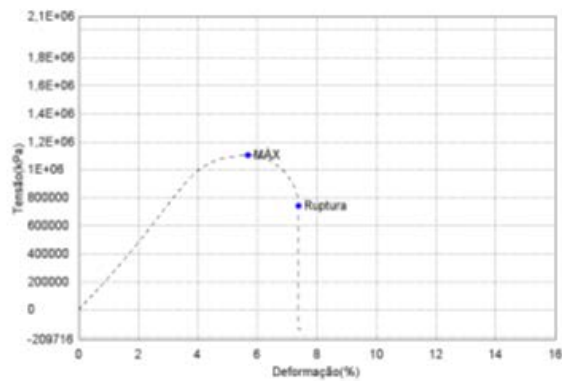
(q)



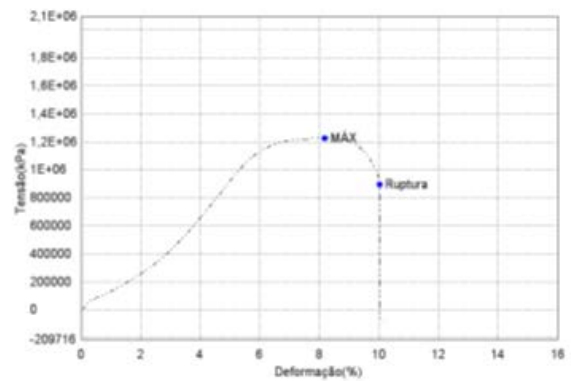
(o)



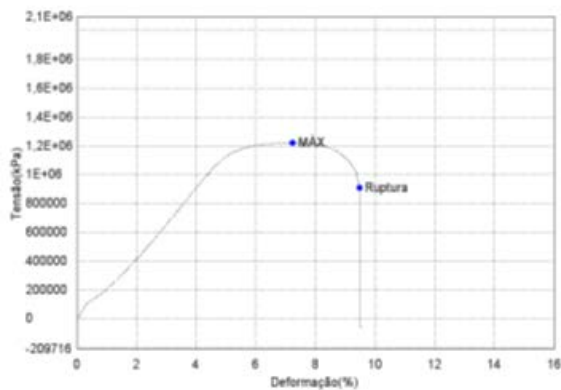
(r)



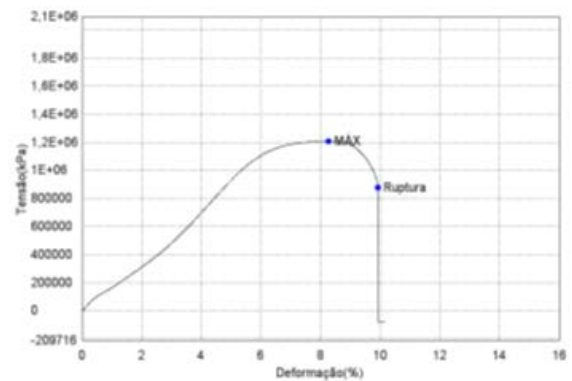
(s)



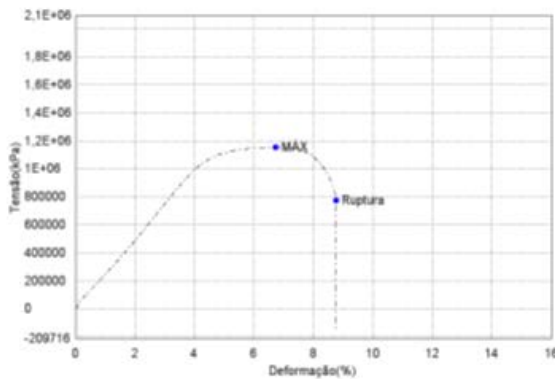
(v)



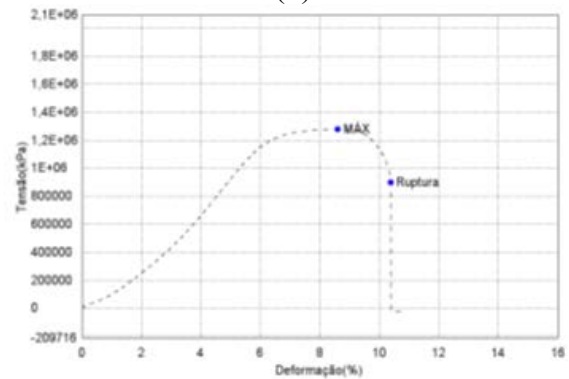
(t)



(x)



(u)



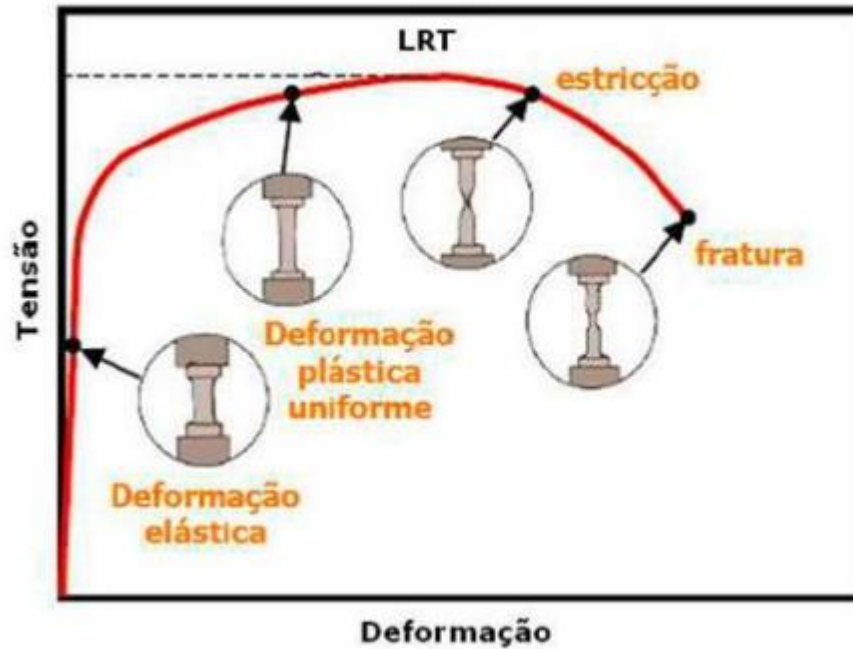
(z)

Fonte: Produção do próprio autor

Analisando os resultados iniciais de forma qualitativa, pode-se observar que os CDP, tanto para os DP1000 como para os DP1200 não sofreram grande estricção na área útil de comprimento, o que era de certa forma esperado para este tipo de aço devido a sua alta resistência. A Figura 18 demonstra de forma esquemática as etapas que um CDP de aço ao carbono é submetido durante um ensaio de tração. No caso de um aço bifásico, a Figura 19 ilustra a diferença neste comportamento. O material passou pelas seguintes etapas características de um material não-frágil com gráficos que apresentam nitidamente região de

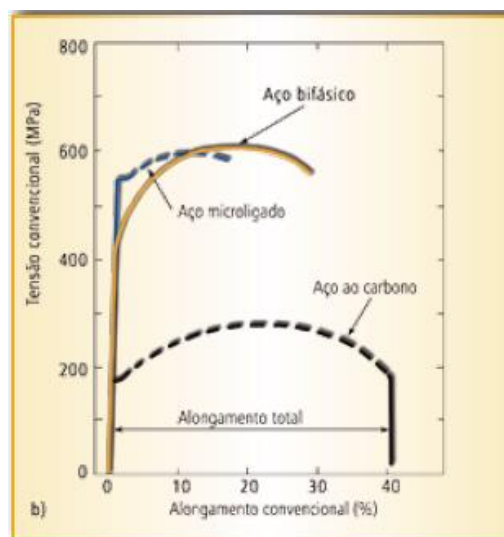
comportamento elástico, ausência de uma região definida de escoamento (deslizamento de discordâncias), ponto máximo de força seguido de ruptura do CDP.

Figura 18 – Representação esquemática da curva tensão vs deformação.



Fonte: Bertoldi (2014)

Figura 19 – Representação esquemática da comparação entre as curvas tensão vs deformação para aços ao carbono e aços bifásicos.



Fonte: Pereira (2016)

Normalmente, testes de tração em chapas (como é o caso deste trabalho) são realizados em três diferentes orientações, longitudinal (denominada 0°), transversal (90°) e 45° da direção de laminação. Um valor útil para avaliar a anisotropia é o índice de anisotropia normal r , que é definido pela relação entre a deformação real na largura (ε_w), dividida pela deformação real na espessura (ε_t) no corpo-de-prova durante o ensaio, equação (1) (CHAMANFAR, 2006):

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln(w/w_0)}{\ln(t/t_0)} \quad (1)$$

Lembrando que r é um valor adimensional. Como a medida da espessura pode ocasionar erros grandes, pode-se substituir a expressão (1) pela expressão (2), que vale se considerado que o volume permanece constante a deformação plástica:

$$r = \frac{\ln(w/w_0)}{\ln(l_0 w_0 / lw)} \quad (2)$$

Um valor alto de r significa que a chapa oferece grande resistência a se deformar plasticamente na direção da espessura. Como a maioria das chapas laminadas apresentam variação das propriedades elásticas e plásticas com a orientação no plano da chapa, é comum se expressar esta anisotropia média, ou normal, por (3):

$$r_m = \frac{r_{0^\circ} + 2.r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (3)$$

Este valor está relacionado com o desempenho do material na estampagem, e o ideal é que o material possua um alto valor de r_m , o que significa que não haverá grande redução da espessura. A variação dos valores de r , determinados em corpos-de-prova situados num mesmo plano de um metal trabalhado, porém retirados em diferentes posições, é chamada anisotropia planar, expressada na equação (4) (DIETER, 1981):

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} - 2.r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{2} \quad (4)$$

Se Δr apresenta um alto valor tem-se uma diferença grande entre os índices de anisotropia nas direções consideradas, o que não é ideal em um processo de conformação mecânica, pois isto levaria à ocorrência de “orelhas” indesejadas na peça estampada. Para um material isotrópico, os valores de r_m e Δr são 1 e 0 respectivamente. Com a determinação destes índices pode-se avaliar quão anisotrópico é um determinado material, e o estudo da anisotropia tem grande importância para a conformação plástica, como a estampagem e o forjamento, pois pode-se prever alguns comportamentos indesejados dos materiais metálicos quando sujeitos a deformação plástica severa estudando a anisotropia dos mesmos (SOUZA, 1974).

Com os valores obtidos, foi possível então realizar o cálculo da média das tensões máximas nos diferentes sentidos de laminação do material, assim como também os índices de anisotropia, Tabelas 1 a 4.

Tabela 1 – Resultados do ensaio de tração para os CDP de aço DP 1000.

	e (mm)	Li (mm)	Lf (mm)	Wi (mm)	Wf (mm)	Força Máx (N)	Tensão Máx (MPa)	Tensão Máx Média (MPa)	Deslocamento Máx (mm)
CDP 1-0°-1000	0,8	33,08	33,65	6,00	5,87	4423,35	910,154	967,251	3,38281
CDP 2-0°-1000		33,45	34,38	6,00	5,83	5152,28	1060,14		3,67448
CDP 3-0°-1000		32,43	33,93	6,00	5,85	4116,5	847,016		3,24946
CDP 4-0°-1000		32,98	33,48	6,00	5,84	5111,23	1051,694	970,52575	4,55946
CDP 5-45°-1000		32,51	33,59	6,03	5,79	4636,26	927,884		3,60615
CDP 6-45°-1000		31,84	33,94	6,02	5,84	4898,37	980,341		3,60613
CDP 7-45°-1000		32,50	34,48	6,01	5,85	4753,65	951,378	983,704	3,6461
CDP 8-45°-1000		32,28	35,34	6,02	5,81	5109,02	1022,5		3,85279
CDP 9-90°-1000		32,73	34,90	6,00	5,88	5115,56	1030,754		4,10615
CDP 10-90°-1000		32,80	34,96	6,01	5,91	5241,62	1056,154	983,704	3,52113
CDP 11-90°-1000		32,63	33,55	6,00	5,84	4543,28	915,444		3,31613
CDP 12-90°-1000		32,72	34,57	6,00	5,85	4627,75	932,464		3,18948

Fonte: Produção do próprio autor

Tabela 2 – Resultados dos cálculos de índices de anisotropia para os CDP de aço DP 1000.

	r	r médio	Δr	r_m
CDP 1-0°-1000	-4,54396	-7,21433	1,6372	0,13628
CDP 2-0°-1000	-23,3299			
CDP 3-0°-1000	1,27239			
CDP 4-0°-1000	-2,25582			
CDP 5-45°-1000	-5,11904	-0,68232		
CDP 6-45°-1000	0,90577			
CDP 7-45°-1000	0,83912			
CDP 8-45°-1000	0,64486			
CDP 9-90°-1000	0,45924	9,12409		
CDP 10-90°-1000	0,35702			
CDP 11-90°-1000	34,8272			
CDP 12-90°-1000	0,85297			

Fonte: Produção do próprio autor

Tabela 3 – Resultados do ensaio de tração para os CDP de aço DP 1200.

	e (mm)	Li (mm)	Lf (mm)	Wi (mm)	Wf (mm)	Força Máx (N)	Tensão Máx (MPa)	Tensão Máx Média (MPa)	Deslocamento Máx (mm)
CDP 1-0°-1200	0,8	33,12	36,49	6,00	5,95	5593,63	1092,059	1175,704	1,98448
CDP 2-0°-1200		33,38	35,98	6,00	5,95	6152,64	1201,194		3,10279
CDP 3-0°-1200		32,80	35,71	6,00	5,95	6307,05	1231,34		3,09781
CDP 4-0°-1200		32,82	35,81	6,00	5,97	6034,98	1178,223		2,41446
CDP 5-45°-1200		32,48	35,17	6,03	5,96	5876,46	1180,012	1182,01925	2,00948
CDP 6-45°-1200		32,55	35,65	6,02	5,98	6099,56	1224,811		2,32448
CDP 7-45°-1200		31,76	35,81	6,01	5,95	5502,43	1104,906		1,85113
CDP 8-45°-1200		32,30	36,47	6,02	5,98	6067,37	1218,348		2,35613
CDP 9-90°-1200		32,68	34,63	6,00	5,95	5884,44	1151,892	1215,874	2,16115
CDP 10-90°-1200		32,76	35,12	6,01	5,96	6266,37	1226,656		2,62948
CDP 11-90°-1200		32,57	35,15	6,00	5,93	6165,98	1207,004		2,65615
CDP 12-90°-1200		32,80	35,27	6,00	5,93	6528,38	1277,944		2,76448

Fonte: Produção do próprio autor

Tabela 4 – Resultados dos cálculos de índices de anisotropia para os CDP de aço DP 1200.

	r	r médio	Δr	r _m
CDP 1-0°-1200	0,09452	0,07776	0,01423	0,12215
CDP 2-0°-1200	0,12558			
CDP 3-0°-1200	0,1092			
CDP 4-0°-1200	0,061			
CDP 5-45°-1200	0,17199	0,11504		
CDP 6-45°-1200	0,07893			
CDP 7-45°-1200	0,09123			
CDP 8-45°-1200	0,05809			
CDP 9-90°-1200	0,16875	0,18077		
CDP 10-90°-1200	0,13649			
CDP 11-90°-1200	0,18195			
CDP 12-90°-1200	0,1928			

Fonte: Produção do próprio autor

Com esses resultados, pode-se concluir que tanto os CDP de aço DP1000 quanto para os DP1200, não possuem uma boa estampabilidade profunda, já que os valores obtidos de r_m foram muito baixos (aproximadamente 0,14 e 0,12 respectivamente). Com relação ao índice de anisotropia planar, os CDP de aço DP1000 apresentaram um valor relativamente alto (aproximadamente 1,637), o que configura um material que tende a formar “orelhas” no processamento por estampagem ou forjamento. Já os CDP de aço DP1200 apresentaram um valor muito próximo à zero (aproximadamente 0,014) o que condiz com materiais que não tendem a formar “orelhas” nestes mesmos processamentos. A divergência de valores entre os dois tipos de aços, pode ser explicada por diversos fatores: aplicação de algum tratamento térmico, composição química, elementos de ligas na microestrutura, entre outros fatores como

erros de medição. Porém a falta de conhecimento da origem do material não permite que essas conclusões sejam certas.

Deve-se levar em consideração que apenas os parâmetros dos coeficientes de anisotropia (r , r_m e Δr) não são suficientes para determinação da utilização de determinado material para o processo de estampagem ou forjamento. A avaliação da estampabilidade e conformabilidade do material depende também da realização de testes no material, ensaios de tração e dureza para determinação de outros parâmetros (limite de escoamento e de resistência, a razão elástica, o alongamento total até a fratura, o coeficiente de encruamento, os coeficientes de anisotropia normal e planar), medidas de rugosidade, Metalografia, entre outros.

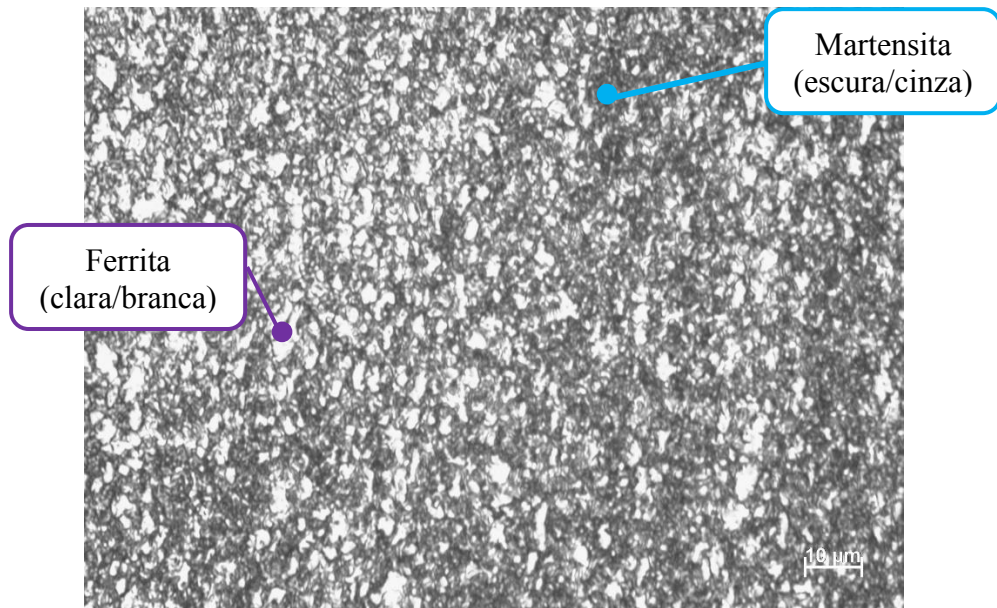
Enfim, foi possível também confirmar as reais resistências à tração dos dois tipos de aço, que se aproximaram muito dos valores nominais (1000 e 1200 MPa).

4.2. METALOGRAFIA: ANÁLISE QUALITATIVA

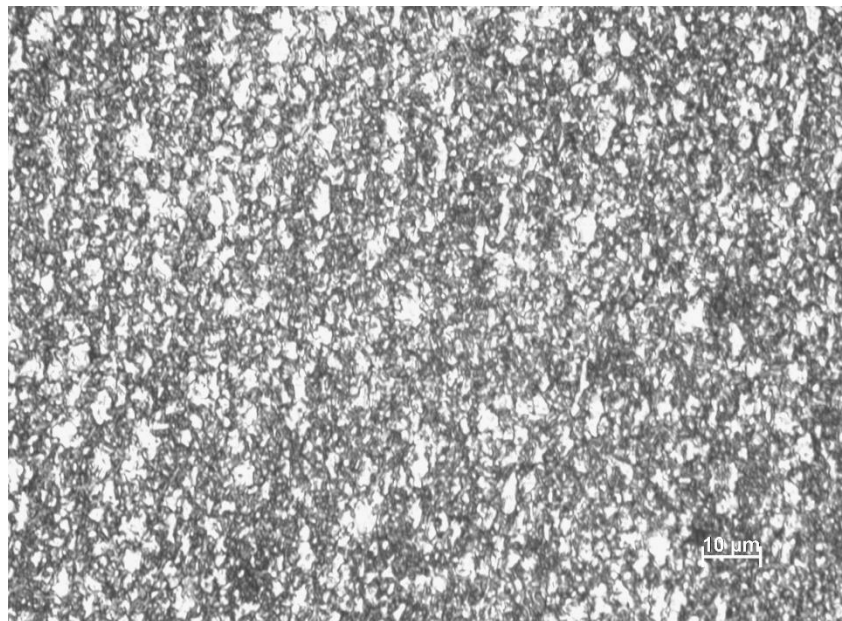
Após a preparação das amostras e realizadas todas as etapas para visualização das imagens no microscópio óptico, foram feitas 20 imagens dos CDP em cada direção (0° , 45° e 90°). As capturas foram realizadas de forma aleatória sobre a amostra, buscando evidenciar a maior parte possível de pontos. Os resultados obtidos serão discutidos de forma qualitativa a seguir.

Como visto, o reagente Nital 2% foi usado para diferenciar as fases – basicamente ferrita (parte clara) e martensita (parte escura), resultadas de tratamentos intercríticos, o que confere ao material uma boa relação resistência vs ductilidade e alta taxa de encruamento.

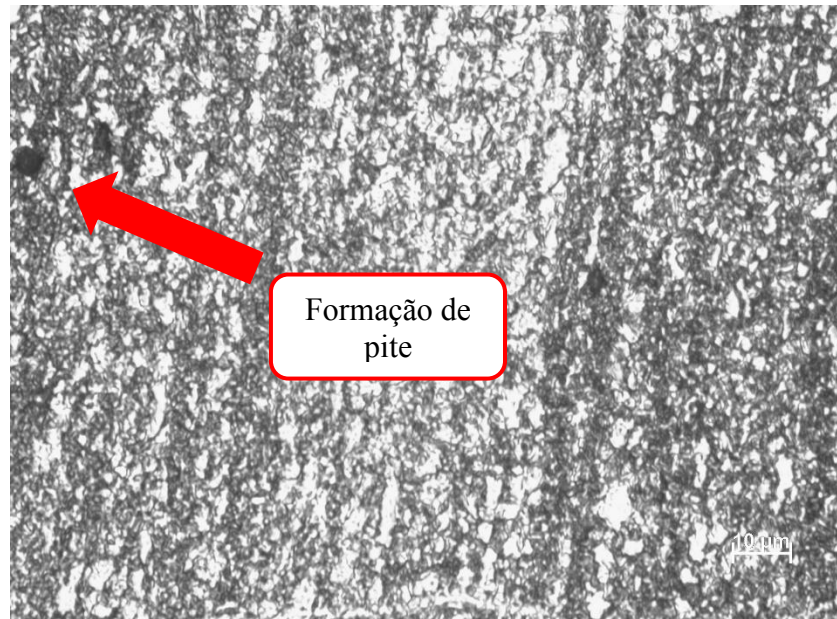
Figura 20 – (a) (b) e (c) Microestruturas obtidas em visão transversal ao sentido de laminação da peça dos CDP de aço bifásico DP1000 em microscópio óptico em aumento de 500x.



(a)



(b)



(c)

Fonte: Produção do próprio autor

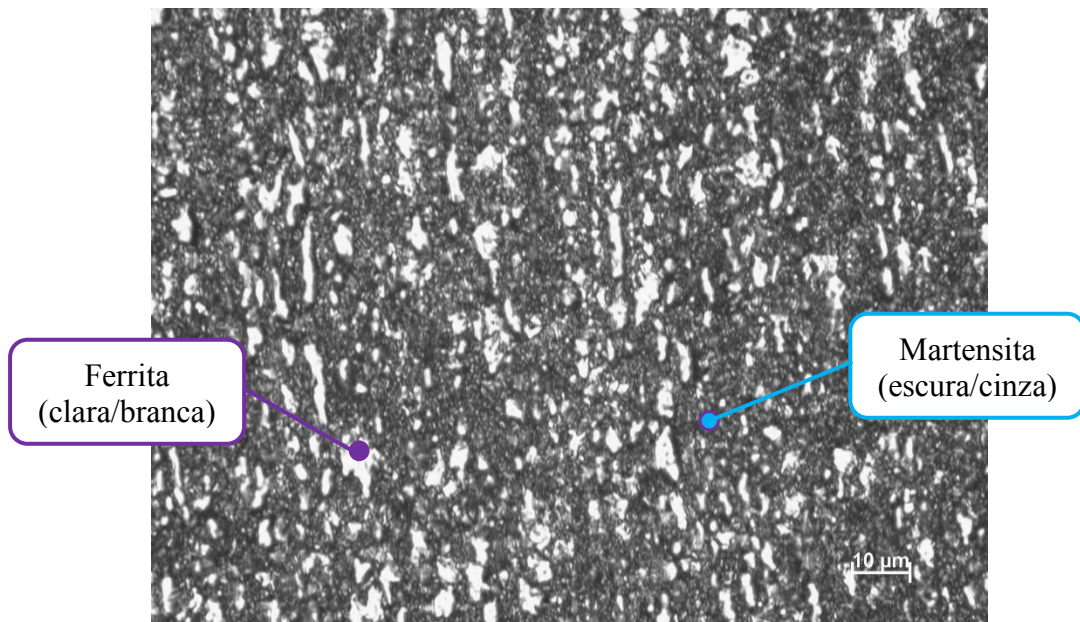
De modo geral, as técnicas de preparação se mostraram eficientes uma vez que as imagens obtidas não apresentaram distorções significativas. Apesar disso, algumas dificuldades foram encontradas: devido a fungo no microscópio óptico utilizado para realização da análise, as imagens obtidas em aumento de 1000x acabaram por ficar sem foco e, algumas vezes, sem nitidez. Outro problema foi a definição do tempo de ataque (que chegou a cerca de 20 a 25 segundos). Isso pode ser explicado devido a uma possível formação de camada vítrea da etapa de polimento, o que “protegeu” a superfície da amostra durante o ataque, fazendo com que o tempo necessário para o ataque funcionar fosse maior que o normal.

Em todas as imagens analisadas, é possível distinguir claramente as duas fases. A microestrutura encontrada é bem refinada, com grãos relativamente pequenos. Isso pode ser explicado pelas curvas de tratamento térmico do material para formação da martensita. Um controle preciso de temperatura e da taxa de aquecimento reflete diretamente na característica dos grãos.

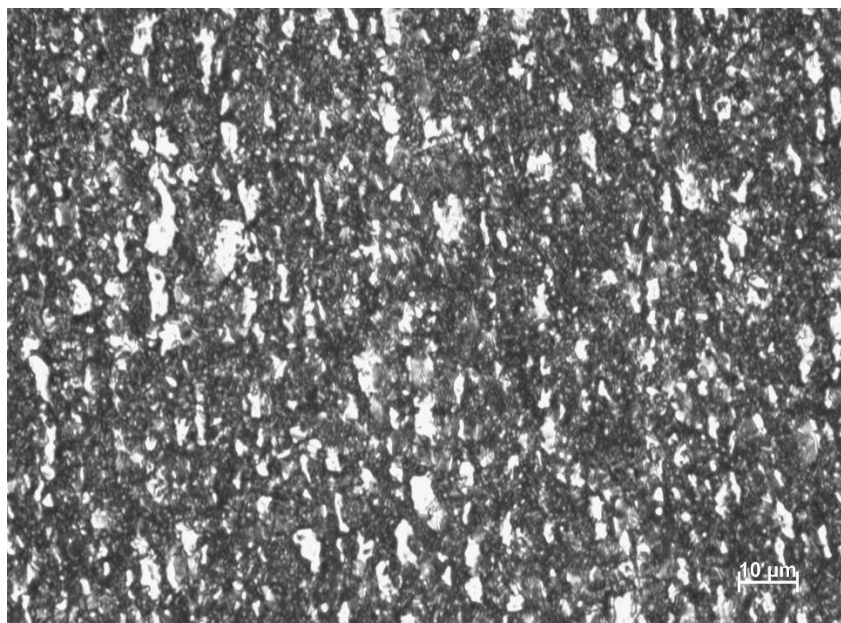
Nos aços bifásicos podem ser encontrados dois tipos de martensita: a martensita ripada (originada da austenita de baixo teor de carbono, com alta densidade de discordâncias) – vista nas duas amostras analisadas – e a martensita maclada ou lenticular (originada da austenita de alto teor de carbono, com baixa quantidade de discordâncias).

Outra observação que foi vista em mais de uma amostra, foi a formação de pites de corrosão pelo ataque químico e áreas de concentração do reagente, Figuras 21, 22 e 23.

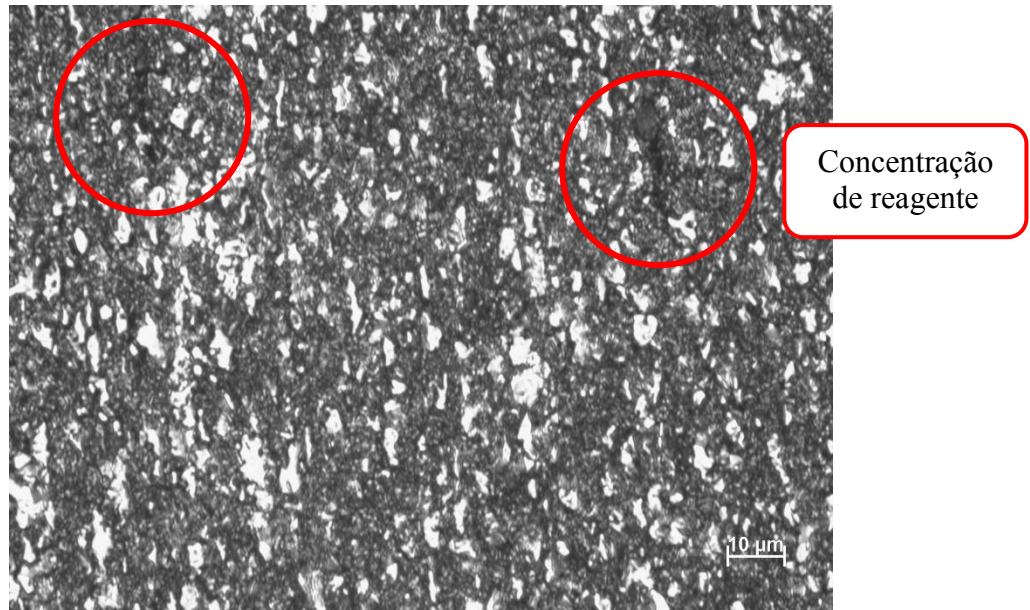
Figura 21 – (d) (e) e (f) Microestruturas obtidas em visão longitudinal ao sentido de laminação da peça dos CDP de aço bifásico DP1000 em microscópio óptico em aumento de 500x.



(d)



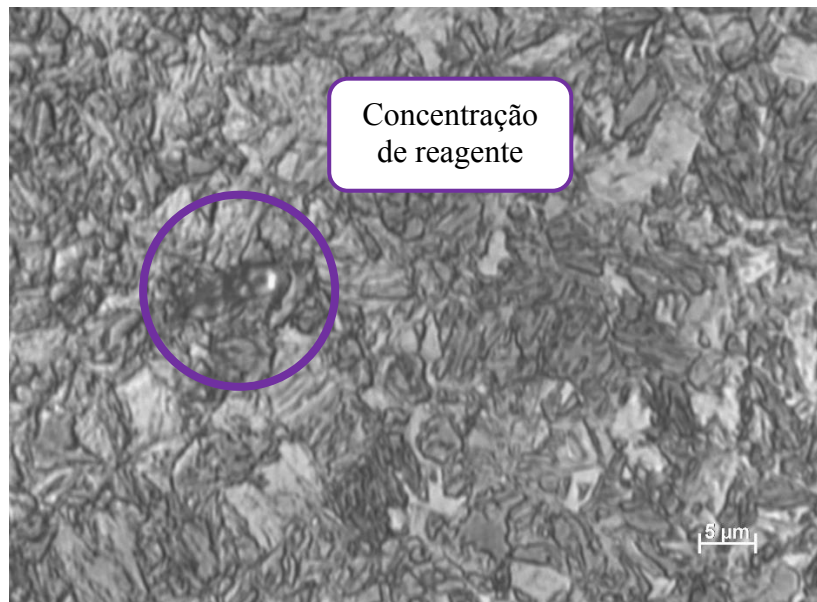
(e)



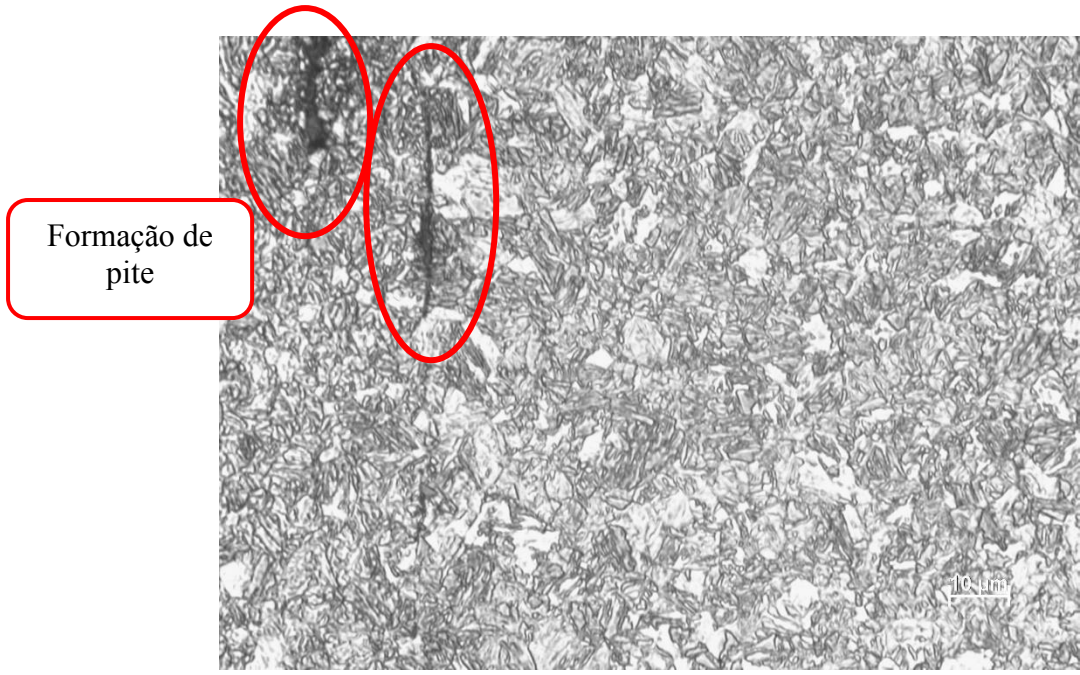
(f)

Fonte: Produção do próprio autor

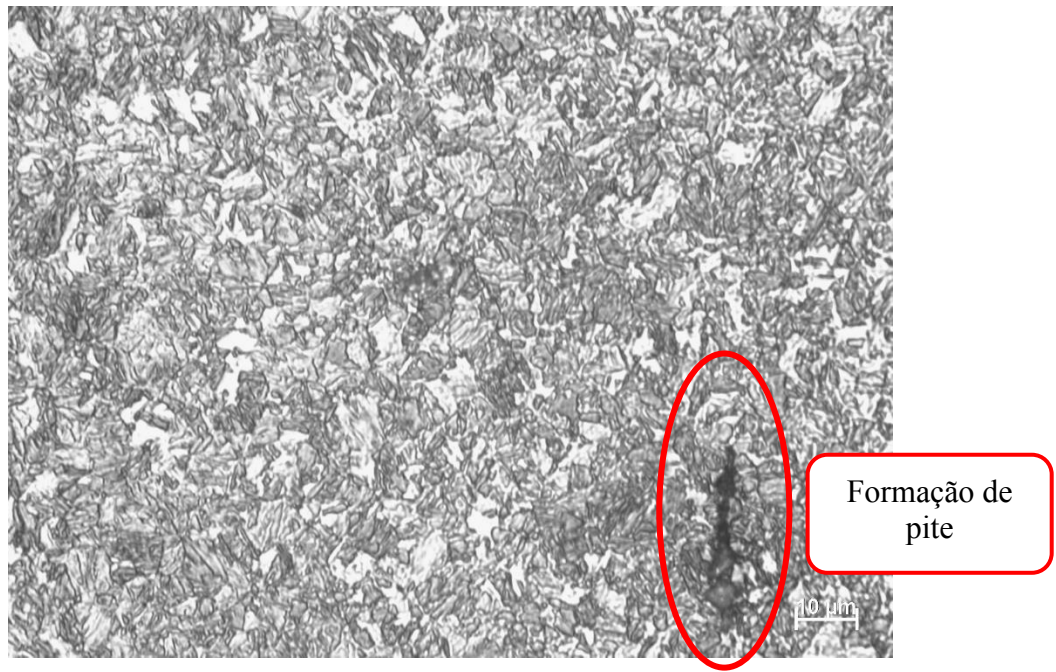
Figura 22 – (g) (h) e (i) Microestruturas obtidas em visão transversal ao sentido de laminação da peça dos CDP de aço bifásico DP1200 em microscópio óptico em aumento de 1000x (g) 500x (h) e (i).



(g)



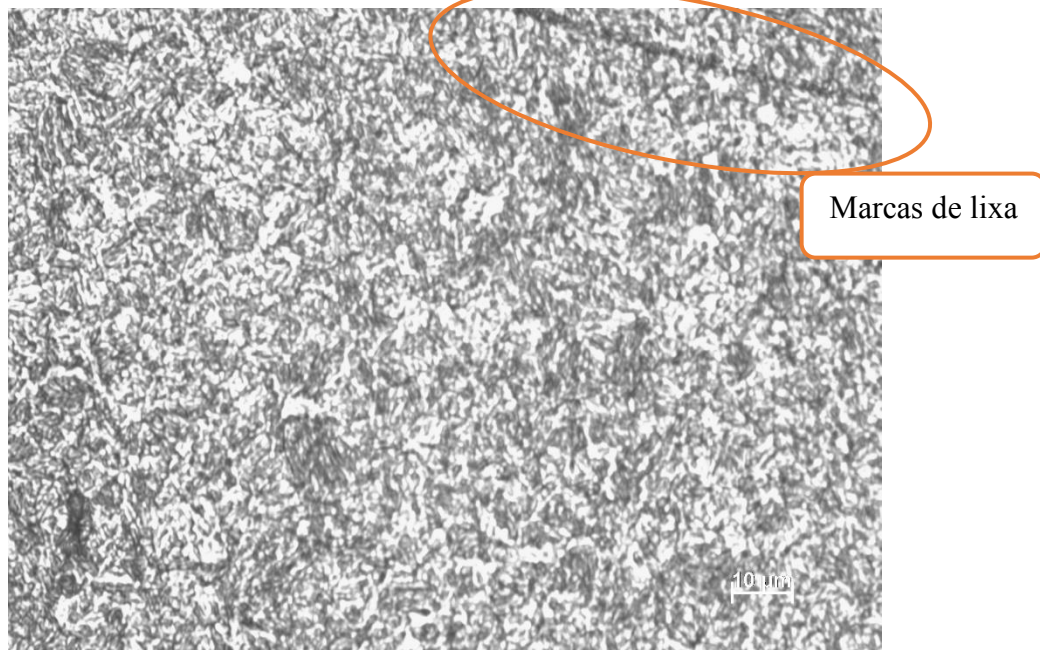
(h)



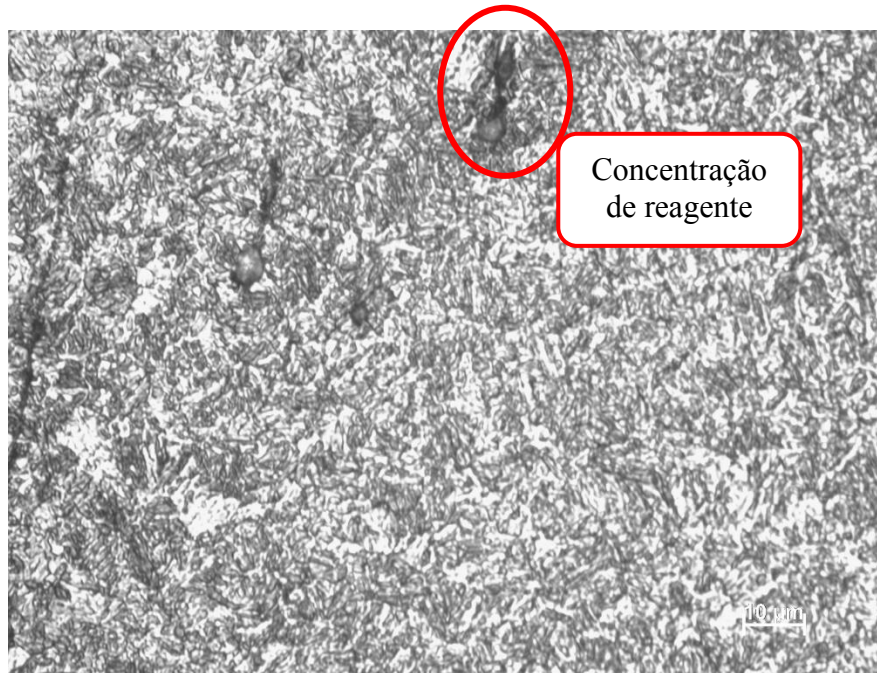
(i)

Fonte: Produção do próprio autor

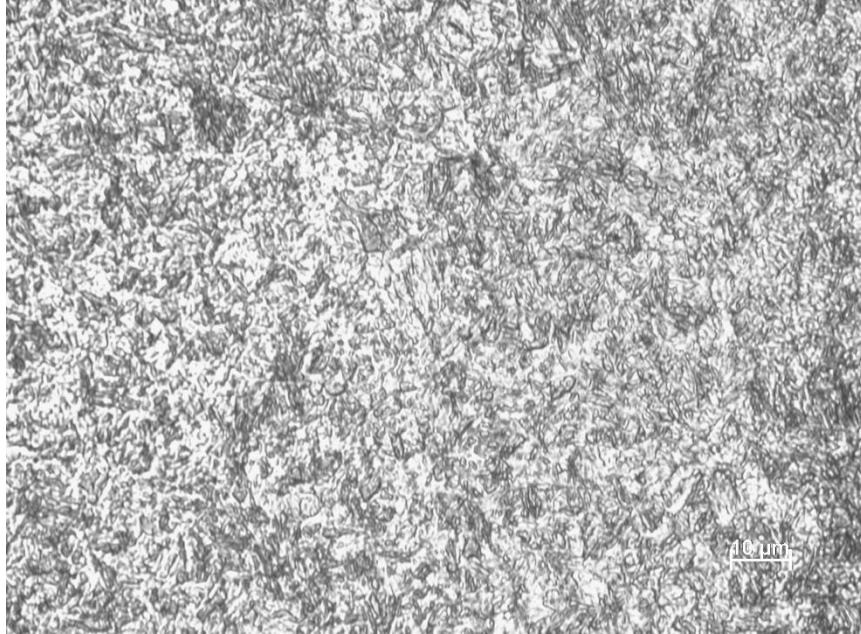
Figura 23 – (j) (k) e (l) Microestruturas obtidas em visão transversal ao sentido de laminação da peça dos CDP de aço bifásico DP1200 em microscópio óptico em aumento de 500x.



(j)



(k)



(I)

Fonte: Produção do próprio autor

O acúmulo de água proveniente da secagem incompleta da amostra facilita essas formações de áreas de oxidação. Outra possível explicação foi o tempo de imersão das amostras em Nital 2%.

A microestrutura obtida condiz com o tipo de aço analisado e é possível verificar uma leve diferença de presença da fase martensita nas amostras de aço DP1200, assim como grãos ainda mais refinados, o que confere sua maior resistência quando comparado as amostras de aço DP1000.

Apesar de chamados “aços bifásicos”, aços com baixo teor de carbono que sofrem têmpera intercrítica para formação da fase martensítica podem conter, além da ferrita e martensita, pequenas quantidades de bainita, perlita e austenita retida. As propriedades finais do material dependem também dessas proporções e comportamentos. Uma análise por MEV (técnica de microscopia eletrônica de varredura) seria indicada para avaliar a possível presença das demais fases.

5. CONCLUSÕES

Com os resultados obtidos, pode-se concluir que:

- i) Os dois tipos de aços bifásicos estudados (DP1000 e DP1200) não possuem uma boa estampabilidade profunda. Com relação a tendência do material a formar orelhas, os resultados foram um pouco divergentes. Os CDP de aço DP1000 aparentemente possui essa tendência enquanto os de aço DP 1200 não. Essa diferença pode ser explicada por diversos motivos, dentre eles: aplicação de algum tratamento térmico, composição química, elementos de ligas na microestrutura, entre outros fatores como erros de medição. Porém a falta de conhecimento da origem do material não permitiu que essas conclusões sejam exatas.
- ii) Os CDP embutidos para ensaio metalográfico apresentaram algumas falhas do processo de lixamento, o que não foi impeditivo para análise das imagens. O material possui uma microestrutura extremamente refinada formada por ferrita e martensita.
- iii) Correlacionando os ensaios mecânicos as análises microestruturais, a microestrutura obtida condiz com o tipo de aço analisado e é possível verificar uma leve diferença de presença da fase martensita nas amostras de aço DP1200, assim como grãos ainda mais refinados, o que confere sua maior resistência quando comparado as amostras de aço DP1000.
- iv) O conhecimento da origem e composição do material serviria de grande auxílio as observações feitas.

De forma geral, o presente estudo foi satisfatório e os resultados estão de acordo com os objetivos inicialmente propostos.

6. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- i) Realização de caracterização mecânica por meio de outros ensaios como por exemplo ensaio de dureza, correlacionando com os resultados de resistência à tração;
- ii) Utilização de outros recursos de microscopia como MEV para melhor caracterização das fases e de seus constituintes, fazendo possível uma melhor correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas no material;
- iii) Realização de diferentes tratamentos térmicos e análise das temperaturas, buscando aprimorar a relação ductilidade *vs* resistência do material;
- iv) Utilização de softwares de tratamento de imagem para análise das porções volumétricas das fases presentes;

REFERÊNCIAS

- ANDRADE, S.L; TAISS, E.J.M; ROSA, L.K. Os aços no projeto ULSAB-AVC. **Revista Metalurgia e Materiais**, p. 689-694, out. de 2002.
- ANNIBAL JUNIOR, E. G. et al. Desenvolvimentos recentes em aços TRIP aplicáveis na indústria automobilística: uma revisão. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA, 12., 2005, Ilha Soleira. **Anais...** Ilha Solteira: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2005, p. 1-2.
- ARLAZAROV, A. et al. Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels during double annealing. **Materials Science and Engineering A**, Maizières-lès-Metz, v. 542, p. 31-39, fev. 2012.
- ASHLEY, C. Steel body structures. **Automotive Engineer**, v. 20, n. 6, p. 28-32, Dec. 1995.
- ASM INTERNATIONAL HANDBOOK. **Materials Park, Alloying: Understanding the Basics**, 2001
- BARREIRO, J. A. **Aceros especiales y otras aleaciones**. Madri: Editorial Dossat, 1975. 652p.
- BERTOLDI, E. Análise de ensaios de tração em corpo de prova de aço sae 1020. In: semana INTERNACIONAL DE ENGENHARIA E ECONOMIA FAHOR, 4., Horizontina, 2014. **Anais...** Faculdade Horizontina FAHOR, 2014.
- BRAMFITT, B. L.; LAWRENCE, S. J. **Metallography and microstructures of carbon and low-alloy steels**. In: ASM Handbook. Metallography and Microstructures. Metals Park, Ohio: ASM, 2004. v.9, p.608-627.
- BROGE, J.L. The battle of the metals: the emergence of high strength steel. **SAE: Automotive Engineering International on Line**, fev. 2000.
- CARAM, R. **Estrutura e propriedades dos materiais: estrutura cristalina**. Disponível em: <<http://www.fem.unicamp.br/~sergio1/pos-graduacao/MR640/questresp.html>>. Acesso em: 25 jun. 2017.
- CHAMANFAR, R. M. Effect of specimen geometry, gage length, and width measurement locations on plastic strain ratio (r-value) in sheet metals. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 37, p.3477-3497, dec. 2006.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. ampliada e revisada. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2012. 599p.
- DE COOMAN, B. C. **Structure: properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite**. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, Ghent, v.8, p.285–303, 2004.

DELAGNES, D. et al. Cementite-free martensitic steels: A new route to develop high strength/high toughness grades by modifying the conventional precipitation sequence during tempering. **Acta Materialia**, Albi, v.60, p.5877-5888, aug. 2012.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2.ed. Rio de Janeiro Guanabara Dois, 1981.

FAZANO, C. A. T. V. **A prática metalográfica**. São Paulo: Hemus Livraria Editora Limitada, 1980.

FUKUGAUCHI, C. S. **Metodologia para caracterização metalográfica de aço TRIP por microscopia óptica**. 2010. 122 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

GAO, G. et al. A carbide-free bainite/martensite/austenite triplex steel with enhanced mechanical properties treated by a novel quenching-partitioning-tempering process. **Materials Science and Engineering A**, Beijing, v.559, p.165-169, 2013.

GORNI, A.A. Caracterização topológica da microestrutura bifásica. **Revista Escola de Minas**, v. 49, n.1, jan.-mar. 1995.

GORNI, A.A. **Efeito da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1989. 184 p.

GORNI, A. A. Engenharia microestrutural das chapas de aços avançados de alta resistência. In: CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS, 11., 2008, Porto Alegre. **Anais...** Porto Alegre: Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, 2008.

GULHÁEV, A.P. **Metais e suas ligas: estrutura, propriedades e aplicação industrial**. Moscou: Editora MIR, 1981.

HORNBOGEN, E.; BECKER, J.; STRATMANN, P. Dual-Phase Gefüge. **Zeitschrift für Metallkunde**, v. 71, n. 1, jan. 1980, p. 27-31.

INSTITUTO AÇO BRASIL. **Informações gerais sobre o aço no Brasil**. Disponível em : <<http://www.acobrasil.org.br>>. Acesso em: 29 maio 2017.

INTERNATIONAL IRON & STEEL INSTITUTE. **Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines**. Mar. 2005. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org>>. Acesso em: out. 2017.

MAID, O. et al Einfluß der Gefügeparameter auf die mechanischen Eigenschaften von dualphasen Stahl. **Stahl und Eisen**, v. 108, n.8, abr. 1988, p. 355-364.

MATLOCK, D.; KRAUSS, G.; SPEER, J.G. Microstructure and properties of direct-cooled microalloy forging steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.117, p.324-328, 2001.

NOGUEIRA, C.R. **Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplice ataque do aço multifásico AISI 4350**. Guaratinguetá, 2013.

PLANETA; Reciclagem: um ciclo completo. **Planeta**, n. 5, p. 17-23, 2002.

SILVA, A.L.V.C.; MEI, P.R. **Aços e ligas especiais: classificação e seleção de aços**. 2 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646p.

SILVA, A.P. et al. Comparação das estruturas multifásicas do aço AISI 4340 obtidas por diferentes tempos de manutenção em tratamento isotérmico. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu: CBECIMat, 2006. p. 5620-5628.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. 5.ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. 4.ed. São Paulo: Edgard Blücher 1974.

TOMITA, Y.; OKAWA, T. Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel. **Materials Science and Engineering A**, v.172, p. 145-151, apr. 1993.

XU, X. et al. Effect of thermomechanical treatment temperature on structure and properties of CFB/M ultra-high strength steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, Beijing, v.17, n.4, p.66-72, 2010.