

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS – MESTRADO PROFISSIONAL

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UM AÇO BIFÁSICO COM
DIFERENTES MICROESTRUTURAS

Autor: Alexandre Nogueira Ottoboni Dias

Orientador: Prof. Dr. Geovani Rodrigues

Co-orientadora: Profa. Dra. Mírian de Lourdes

Noronha Motta Melo

Itajubá, julho de 2013.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS – MESTRADO PROFISSIONAL

Alexandre Nogueira Ottoboni Dias

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UM AÇO BIFÁSICO COM
DIFERENTES MICROESTRUTURAS

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais – Mestrado Profissional, como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Ciências em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Desenvolvimento, Processamento e Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Geovani Rodrigues

Co-orientadora: Profa. Dra. Mírian de Lourdes Noronha Motta Melo

Julho de 2013

Itajubá

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS – MESTRADO PROFISSIONAL

Alexandre Nogueira Ottoboni Dias

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UM AÇO BIFÁSICO COM
DIFERENTES MICROESTRUTURAS

Dissertação aprovada por banca examinadora em 08 de julho de 2013, conferindo ao autor o título de ***Mestre em Ciências em Engenharia de Materiais.***

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Geovani Rodrigues (Orientador) – UNIFEI

Profa. Dra. Mírian de Lourdes Noronha Motta Melo (Co-orientadora) – UNIFEI

Prof. Dr. Neil de Medeiros – EEIMVR/ UFF

Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa – UNIFEI

Prof. Dr. Leonardo Kyo Kabayama – UNIFEI

Itajubá

2013

Dedicatória

*À Deus, por me iluminar, me dar forças e me guiar em mais esta jornada,
à minha esposa Thaíssa, pelo amor e incentivo incondicional em todos os momentos,
ao meu filho recém nascido, o grande Fernando, que tanto amo,
aos meus pais Antônio Carlos e Sônia, pelo exemplo e carinho e
aos meus irmãos, Marina e Rafael, pelo companheirismo e amizade.*

Agradecimentos

Ao meu orientador e amigo, Prof. Dr. Geovani Rodrigues pela competência, acompanhamento técnico, amizade, paciência e oportunidade de realizar este trabalho.

À minha co-orientadora, professora Dra. Mírian de Lourdes Noronha Motta Melo pela amizade e encorajamento.

Ao Prof. Dr. Gilberto Carvalho Coelho, da USP/EEL, pela realização da simulação computacional no programa THERMOCALC.

À USP/EEL, pela utilização do Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura, através do doutorando Jorge Luiz Rosa.

Aos funcionários e colegas do laboratório de metalografia e materiais da UNIFEI pela ajuda durante os testes experimentais.

À CSN – Companhia Siderúrgica Nacional, pela doação do material estudado.

Ao Instituto de Engenharia Mecânica da UNIFEI, seus professores e funcionários.

*“É melhor tentar e falhar,
que preocupar-se e ver a vida passar.
É melhor tentar, ainda que em vão,
que sentar-se fazendo nada até o final.
Eu prefiro na chuva caminhar,
que em dias tristes em casa me esconder.
Prefiro ser feliz, embora louco,
que em conformidade viver.”*

Marthin Lúther King

RESUMO

Os objetivos deste trabalho foram a caracterização microestrutural e a avaliação das propriedades mecânicas de um aço com diferentes microestruturas bifásicas, obtidas por têmperas nas temperaturas de 680°C, 698°C, 780°C, 820°C, 842°C e 860°C, a partir de um aço ferrítico-perlítico grau LNE 500. A zona crítica e as fases existentes, em função da temperatura, foram determinadas por meio do programa “THERMOCALC”. Com os resultados obtidos pelo programa, amostras do aço foram temperadas a partir de diferentes temperaturas para se obter microestruturas bifásicas formadas por diferentes frações volumétricas de ferrita e martensita e também uma microestrutura monofásica constituída apenas por martensita. A caracterização microestrutural das amostras no estado como-recebido e daquelas temperadas em diferentes temperaturas foi realizada por meio de metalografias qualitativa e quantitativa. A preparação das amostras seguiu os padrões convencionais de metalografia, com ataque químico do reagente Nital 2% e análise em microscópio óptico e eletrônico de varredura. A determinação das frações volumétricas das fases identificadas foi realizada pelo programa “Image J”. As propriedades mecânicas foram determinadas por meio de ensaios de dureza, impacto e tração uniaxial, que forneceram parâmetros como a tensão de escoamento, o limite de resistência à tração e o alongamento total e uniforme, além do expoente de encruamento e do coeficiente de resistência do aço tratado. Os resultados mostraram que os tratamentos térmicos de têmpera produziram diferentes microestruturas. Os valores obtidos experimentalmente através de metalografia quantitativa, referentes a presença das fases no aço, estão de acordo com os resultados obtidos pela simulação numérica. A maior presença da fase martensítica contribui para melhorar as propriedades mecânicas do aço temperado em diferentes temperaturas. Houve um aumento significativo da sua dureza, assim como da energia absorvida por impacto e também na resistência mecânica do aço, sem perda significativa de ductilidade.

Palavras-chave: Aços bifásicos, propriedades mecânicas, metalografia, microestrutura, simulação computacional.

ABSTRACT

The purposes of this study were the microstructural characterization and evaluation of the mechanical properties of steel with different biphasic microstructures, obtained by quenching at temperatures of 680°C, 698°C, 780°C, 820°C, 842°C e 860°C, from a ferritic-pearlitic grade LNE 500 steel. The critical region and the phases existing in function of the temperature were determined by computational thermodynamics using the “THERMOCALC” program. With the results obtained by the program the samples of steel were quenched from different temperatures to obtain biphasic microstructures composed of different volume fractions of ferrite and martensite and also a single-phase microstructure consisting only of martensite. The microstructural characterization of samples in the as-received state and those quenched at different temperatures was performed by qualitative and quantitative metallography. Sample preparation followed the standards of conventional metallography, etching with 2% Nital reagent and analyzed under optical microscope and scanning electron microscope. The determination of the volume fractions of the phases identified was performed by "Image J" program. The mechanical properties were determined by hardness, impact and uniaxial tensile tests, which provided parameters such as yield stress, the limit of tensile strength, total elongation and uniform elongation, in addition to the work hardening exponent and the resistance coefficient of the treated steel. The results show that quenching heat treatments produced different microstructures, as expected. The values obtained experimentally by quantitative metallography, related to the presence of phases in the steel, are in agreement with the results obtained by numerical simulation. The increased presence of the martensitic phase improves the mechanical properties of steel quenched at different temperatures. There was a significant increase in hardness, as this phase was crucial to increase the absorbed energy during impact and also increase the strength of steel without significant loss of ductility.

Keywords: Dual Phase steel, mechanical properties, metallography, microstructure, computer simulation.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Comparativo do aumento da utilização dos aços bifásicos no Honda Civic.....	20
Figura 2 – Resistência a tração de aços de várias classes.....	23
Figura 3 – Microscopia eletrônica de varredura do aço bifásico produzido na Usiminas. Classe 590 MPa de limite de resistência, laminados a frio. Ataque com Nital 4%.....	26
Figura 4 – Possíveis aplicações do aço bifásico na carroceria de automóveis.....	27
Figura 5 – Diagrama Fe-C.....	28
Figura 6 – Ciclo típico de recozimento contínuo.....	30
Figura 7 – Micrografia do aço bifásico com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica em: (a) esquemática, (b) real aço DP600.....	30
Figura 8 – Variação do limite de escoamento e da resistência com a fração volumétrica de bainita.....	32
Figura 9 – Tensão em um aço bifásico em função da fração volumétrica de martensita.....	34
Figura 10 – Energia absorvida em função do limite de escoamento, com 5% de deformação.....	40
Figura 11 – Evolução da segurança veicular.....	41
Figura 12 – Curva tensão versus deformação de alguns aços especiais.....	45
Figura 13 – Curva tensão versus deformação de engenharia.....	48
Figura 14 – Curvas tensão versus deformação de engenharia e verdadeira.....	49
Figura 15 – Forno da marca EDG modelo 3000/ 3P-S utilizado nos tratamentos térmicos	51
Figura 16 – Lixadeira/ politriz e embutidora utilizadas, ambas da marca Arotec.....	52
Figura 17 – MO da marca Carl Zeiss modelo JENAVERT, da UNIFEL.....	52
Figura 18 – MEV da marca Carl Zeiss modelo LEO 1450 VP.....	53
Figura 19 – Durômetro da marca Ottowolpert-Werke modelo Testor.....	54
Figura 20 – Máquina de ensaio de impacto do tipo Charpy da marca Jinan Shidai Xinguang Instruments.....	55
Figura 21 – Máquina para ensaio de tração da marca Instron modelo 8874.....	56
Figura 22 – CP de tração utilizado para os ensaios pela norma ABNT/NBR 6892:2002....	56
Figura 23 – Fração volumétrica de austenita (1) e ferrita (2) em função da temperatura, dentro da região intercrítica.....	57
Figura 24 – Micrografia do aço grau LNE 500 no estado como-recebido. Imagem obtida via microscopia óptica (Nital 2%).....	58

Figura 25 – Micrografias do aço em diferentes condições: (a) 680°C, (b) 698°C, (c) 780°C, (d) 820°C, (e) 842°C e (f) 860°C. Ataque químico com Nital 2% e aumento de 500x.....	59
Figura 26 – Variação da fração volumétrica de martensita em relação a temperatura de têmpera.....	61
Figura 27 – Microscopia eletrônica de varredura do aço LNE 500, no estado como-recebido.....	62
Figura 28 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 680°C.....	63
Figura 29 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 698°C.....	64
Figura 30 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 780°C.....	65
Figura 31 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 820°C.....	66
Figura 32 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 842°C.....	67
Figura 33 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 860°C.....	68
Figura 34 – Variação da dureza em função da temperatura de têmpera.....	70
Figura 35 – Tenacidade à fratura em função da temperatura de têmpera.....	72
Figura 36 – Curvas tensão versus deformação de engenharia para o aço LNE 500 no estado como-recebido (1) e temperado a partir de 680°C, 698°C, 780°C, 820°C, 842°C e 860°C.....	73
Figura 37 – Variação do limite de resistência com as temperaturas de têmpera.....	74
Figura 38 – Variação da tensão de escoamento com as temperaturas de têmpera.....	74
Figura 39 – Variação dos alongamentos total e uniforme com as temperaturas de têmpera.....	75
Figura 40 – Curvas $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ do aço nas diferentes condições estudadas.....	75
Figura 41 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra no estado como-recebido.....	76
Figura 42 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 680°C.....	76
Figura 43 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 698°C.....	77
Figura 44 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 780°C.....	77
Figura 45 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 820°C.....	78

Figura 46 – Função linear de aproximação da curva $\log\sigma$ x $\log\epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 842°C.....	78
Figura 47 – Função linear de aproximação da curva $\log\sigma$ x $\log\epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 860°C.....	79
Figura 48 – Variação do expoente de encruamento com as temperaturas de têmpera.....	80
Figura 49 – Variação do coeficiente de resistência com as temperaturas de têmpera.....	80

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço LNE 500.....	24
Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço LNE 500.....	24
Tabela 3 – Requisitos de impacto dos aços LNE 500.....	25
Tabela 4 – Composição química básica de um aço bifásico.....	25
Tabela 5 – Frações volumétricas de ferrita, austenita e martensita, obtidas por simulação computacional e experimentalmente por metalografia quantitativa.....	60
Tabela 6 – Ensaio de microdureza das amostras do aço grau LNE 500 no estado CR e tratadas a 680°, 698°, 780°, 820°, na escala HRB; Tratadas a 842° e 860° na escala HRC.	70
Tabela 7 – Ensaio de impacto do tipo Charpy do aço LNE 500 (J/cm ²).....	71
Tabela 8 – Propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de tração uniaxial.....	73
Tabela 9 – Expoente de encruamento e coeficiente de resistência, pelo método de Hollomon.....	79

LISTA DE SIGLAS

- M – Fase Martensita;
- F – Fase Ferrita;
- B – Fase Bainita;
- AL – Alongamento total do aço;
- LE – Limite de escoamento;
- LR – Limite de resistência à tração;
- CP – Corpo-de-prova;
- Cv – Corpo-de-prova com entalhe em “V” para ensaio de impacto Charpy;
- Ms – Temperatura de início de transformação martensítica;
- CR – Aço no estado como-recebido;
- DP – Aço Dual Phase;
- MO – Microscópio Óptico;
- MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura;
- HV – Dureza Vicker;
- HRB – Dureza Rockwell na escala B;
- HRC – Dureza Rockwell na escala C;
- CCC – Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado;
- TCC – Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado;
- CSN – Companhia Siderúrgica Nacional;
- NGV – Next Generation Vehicle;
- PES – Porsche Engineering Services;
- TRIP – Transformation Induced Plasticity;
- UPV – Usina Presidente Vargas;
- ARBLL – Aços de alta resistência e baixa liga;
- HSLA – High Strength Low Alloy;
- ABNT-NBR – Associação Brasileira de Normas Técnicas-Norma Brasileira;
- AHSS – Advanced High Strength Steels;
- ASTM – American Society for Testing and Materials;
- NCAP – New Car Assessment Program;
- TTDF – Temperatura de transição dúctil – frágil;
- ULSAB – Ultra Light Steel Auto Body; AVC – Advanced Vehicle Concepts;
- LNE 500 – Aço especial para longarina com 500 MPa de tensão mínima de escoamento.

LISTA DE SÍMBOLOS

A – Área.....	[mm ²]
A_t – Alongamento total.....	[%]
E – Módulo de elasticidade.....	[GPa]
e – Deformação de engenharia.....	[adimensional]
ε – Deformação verdadeira.....	[adimensional]
ε_{ij}^e – Deformação elástica.....	[adimensional]
ε_{ij}^p – Deformação plástica.....	[adimensional]
ε_{ij}^t – Deformação total.....	[adimensional]
ε_u – Alongamento uniforme.....	[adimensional]
F – Força aplicada.....	[MPa]
I_0 – Alongamento mínimo.....	[%]
J_{min} – Energia de impacto mínima.....	[J]
K – Coeficiente de resistência.....	[MPa]
L – Comprimento.....	[mm]
ΔL – Variação do Comprimento.....	[mm]
n – Expoente de encruamento.....	[adimensional]
P_α – Porcentagem em volume de ferrita.....	[%]
P_m – Porcentagem em volume de martensita.....	[%]
S_{AB} – Limite de resistência à tração dos aços bifásicos.....	[MPa]
S_α – Resistência à tração do aço na fase ferrítica.....	[MPa]
S_m – Resistência à tração do aço na fase martensítica.....	[MPa]
σ_n – Tensão nominal da composição ferrita mais martensita.....	[MPa]
σ_α/σ_m – Tensão nominal de ferrita/ martensita.....	[MPa]
σ_v – Tensão verdadeira.....	[MPa]
σ_e – Tensão de engenharia.....	[MPa]
σ_0 – Limite de escoamento inicial.....	[MPa]
σ – Tensão.....	[MPa]
t_{enc} – Tempo de encharque.....	[min]
V – Volume.....	[mm ³]
V_α/V_m – Fração em volume da fase ferrita/ martensita.....	[%]

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO GERAL.....	17
1.1 Objetivos.....	21
CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	22
2.1 Aços Especiais.....	22
2.2 Aços com estrutura Ferrítica-Perlítica.....	23
2.3 Aços Bifásicos.....	25
2.3.1 Produção dos Aços Bifásicos.....	27
2.3.2 Microestruturas dos Aços Bifásicos.....	30
2.3.2.1 A Fase Austenítica.....	31
2.3.2.2 A Fase Bainítica.....	32
2.3.2.3 A Fase Martensítica.....	33
2.3.3 Principais Elementos de Liga.....	34
2.4 Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos.....	37
2.4.1 Dureza.....	38
2.4.2 Tenacidade ao Impacto.....	39
2.4.3 Tração.....	42
2.4.3.1 Parâmetros relacionados à tração.....	42
2.4.3.2 Obtenção da curva tensão versus deformação.....	48
CAPÍTULO 3: MATERIAIS & MÉTODOS.....	50
3.1 Material.....	50
3.2 Determinação do intervalo de temperatura intercrítica e das frações volumétricas, via termodinâmica computacional.....	50
3.3 Tratamentos Térmicos Intercríticos.....	51
3.4 Caracterização Microestrutural.....	51
3.5 Propriedades Mecânicas.....	53
3.5.1 Ensaios de Dureza.....	53
3.5.2 Ensaios de Impacto.....	54
3.5.3 Ensaios de Tração Uniaxial.....	55

CAPÍTULO 4: RESULTADOS & DISCUSSÃO.....	57
4.1 Simulação Computacional.....	57
4.2 Caracterização Microestrutural.....	58
4.3 Propriedades Mecânicas.....	69
4.3.1 Ensaio de Dureza.....	69
4.3.2 Ensaio de Impacto.....	71
4.3.3 Ensaio de Tração Uniaxial.....	72
4.3.3.1 Curvas Tensão versus Deformação.....	72
4.3.3.2 Expoente de Encruamento (n) e Coeficiente de Resistência (K).....	75
CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES.....	81
CAPÍTULO 6: SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	83
CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	84
CAPÍTULO 8: PUBLICAÇÕES.....	92

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO GERAL

Nos últimos anos, um dos principais objetivos do setor automobilístico vem sendo a redução de peso dos veículos, a fim de diminuir o consumo de combustíveis e, conseqüentemente, a emissão de gases provenientes da queima de hidrocarbonetos, que contribuem para o aumento do efeito estufa (GIRALT, 1999). O processo de aquecimento global é causado pelo consumo excessivo de combustíveis fósseis e também devido a processos industriais responsáveis por lançar gases na atmosfera, como o CO_2 . Veículos leves, como carros e vans, são uma importante fonte de gases de efeito estufa, produzindo cerca de 15% das emissões de CO_2 na União Européia. Estudos mostram que a média de emissão de CO_2 no ano de 2007 foi de quase 160 gramas por quilômetro (g de CO_2 / km) e de 136 gramas por quilômetro em 2011. Devido a rígidas metas a serem cumpridas, no âmbito do Protocolo de Kyoto, as montadoras de automóveis são obrigadas a assegurar que suas novas frotas não emitam mais do que 130 gramas de CO_2 por quilômetro em 2015 e no máximo 95 gramas em 2020. (EUROPEAN COMMISSION, 2012).

Neste contexto, o desenvolvimento de veículos com maior economia de combustível é um importante apelo ambiental que pode ser alcançado utilizando estruturas mais leves construídas com aços de elevada resistência (WATERSCHOOT; VERBEKEN; DE COOMAN, 2006).

Além da preocupação com o meio ambiente, o cuidado com a segurança veicular e requisitos de resistência ao impacto também fazem parte do novo conceito de veículo a ser desenvolvido nos próximos anos pela indústria automobilística (ANNIBAL Jr. et al., 2005). Esta necessidade da indústria automotiva em reduzir o peso de seus veículos, reduzindo o consumo de combustível, emissões e ainda mantendo a segurança dos veículos, tem colocado desafios à indústria siderúrgica para o desenvolvimento de novos aços (MOLAEI; EKRAMI, 2009; AVRAMOVIĆ-CINGARA et al., 2009).

Com o objetivo de suprir todas as necessidades descritas anteriormente e também evitar uma possível substituição do aço por outros materiais, como o alumínio, na fabricação de

estruturas automotivas, as indústrias siderúrgicas passaram a investir no desenvolvimento de novos aços com maior tecnologia para aplicação em veículos (KODAMA, 2008). Neste cenário, foram desenvolvidos os chamados aços de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL, que continham microadições de Nb (Nióbio), Ti (Titânio) e V (Vanádio), cuja microestrutura ferrítica-perlítica é mais refinada e sua capacidade de endurecimento por precipitação lhes proporcionam maior resistência mecânica. Porém, o aumento do nível de resistência mecânica conseguido com esses aços causa uma consequente redução do seu alongamento total. Nos anos de 1990, a indústria siderúrgica mundial iniciou o desenvolvimento contínuo de novos aços com características cada vez mais adequadas às aplicações requeridas pela indústria automotiva. Estes aços foram englobados em um só grupo chamado de Aços Avançados de Alta Resistência ou Advanced High Strength Steels – AHSS (TIGRINHO, 2011). Esta necessidade das indústrias automobilísticas resultou na criação de projetos de desenvolvimento que pudessem atender esta demanda e também posicionar novamente o aço como matéria prima essencial para fabricação de veículos. Entre os projetos, pode-se citar o ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body), que teve por objetivo desenvolver aços de altíssima resistência com novos processos de fabricação e o projeto NGV (Next Generation Vehicle), cujo intuito foi de adequar a fabricação de automóveis no conceito de sustentabilidade, através da redução de peso para a redução de emissões na atmosfera (ULSAB, 1998; GUSTAFSSON, 2010).

Empresas como a Usiminas e a CSN fizeram parte de um consórcio de 25 indústrias siderúrgicas de todo o mundo que financiou o projeto ULSAB e cujo objetivo foi de suprir as metas da indústria automotiva como a redução de peso sem custo adicional, o aumento de segurança e a melhoria do desempenho dos veículos. Logo, este consórcio contratou a Porsche Engineering Services, Inc. (PES) para gerenciar o projeto, que montou, pesou e testou uma estrutura ULSAB constituída de 94 peças para validar os conceitos da fase de concepção, conferindo integridade estrutural ao modelo, além de reforços adicionais. O objetivo foi que essa nova estrutura pesasse 25% menos que estruturas de veículos similares e que, no quesito segurança, pudesse apresentar valores satisfatórios quanto aos testes de colisão, até mesmo em velocidades acima das estabelecidas. O projeto utilizou em sua estrutura cerca de 90% de aços de alta e ultra-alta resistência, dentro dos vários tipos existentes. O aço carbono convencional utilizado nas partes estruturais veiculares foi substituído por aços ARBL e aços AHSS, como o “Dual Phase” (DP), o “Transformation Induced Plasticity” (TRIP), e outros, que produziram uma estrutura mais leve e tenaz, devido à redução da quantidade do aço

utilizado para sua fabricação, através de uma consequente redução na espessura da chapa do aço aplicado nestas estruturas (ULSAB, 1998).

O projeto Next Generation Vehicle (NGV), lançado em 2004, teve o intuito de melhorar a sustentabilidade na indústria automotiva, através de estudos que pudessem mostrar como o aço pode ser empregado em sistemas automotivos de forma sustentável. Seguindo uma linha de raciocínio semelhante ao projeto ULSAB, este projeto visou a redução de custo e de peso, bem como segurança e sustentabilidade (GUSTAFSSON, 2010).

Outro projeto que merece ser citado é o ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concepts) que se trata da mais recente contribuição das indústrias siderúrgicas mundiais, oferecendo uma série de iniciativas e soluções para aplicação do aço aos desafios crescentes da indústria automobilística, especialmente para os veículos produzidos no século 21, e, de forma mais específica, para aqueles produzidos a partir de 2004. Seus conceitos foram segurança, viabilidade, eficiência no consumo de combustíveis e reciclabilidade (ULSAB-AVC, 2001). Como resultado, o ULSAB-AVC alcançou uma significativa redução de peso da ordem de 17% com o uso de aços de alta resistência em 100% das estruturas veiculares, sendo que, deste total, 82% destes aços em uso são os chamados Aços Avançados com Alta Resistência Mecânica ou AHSS (MINTO et al., 2009; FONSECA et al., 2005).

Com relação à segurança, o conceito dos veículos ULSAB-AVC foi submetido as mais severas simulações de impacto, sendo aprovado em sete diferentes tipos de ensaio que representam os requisitos do NCAP (New Car Assessment Program), antecipando, com isso, as regulamentações de segurança que entraram em vigor a partir de 2004. Estes testes de impacto são uma importante ferramenta para avaliar o desempenho do veículo em um acidente e, conseqüentemente, reduzir o risco de dano ou morte dos seus ocupantes (PEREIRA et al., 2006).

Dentre os aços AHSS, o aço bifásico é um dos principais materiais utilizados nas estruturas veiculares dos projetos citados, pois possuem microestrutura peculiar, que permite minimizar as perdas de estampabilidade decorrentes dos maiores níveis de resistência mecânica. A contribuição do aço bifásico para a indústria automotiva foi muito importante, visto que este possui alta resistência mecânica, baixo limite de escoamento, alta ductilidade, que resulta em conformabilidade similar aos aços de baixa resistência, e um alto expoente de encruamento, que proporciona uma alta resistência após o processo de conformação, fato que não era possível, até então, com a aplicação de aços convencionais (TIGRINHO, 2011; WOLFF, 2008).

A denominação aço bifásico tem sido atribuída aos aços compostos pela fase martensita dispersa em uma matriz ferrítica. Todavia, na prática, suas microestruturas são significativamente mais complexas, podendo conter bainita, austenita retida e perlita. Sua tecnologia de fabricação é recente e sua aplicação na indústria automobilística praticamente se manteve inexistente até por volta do ano 2000, onde a predominância era a utilização do aço de baixo carbono (TUMULURU, 2006).

Atualmente, os aços bifásicos fornecidos à indústria automobilística apresentam em sua microestrutura uma quantidade de martensita e bainita acima de 20%, o que lhes confere um limite de resistência superior a 600 MPa. Esses aços apresentam elevada resistência à fadiga e boa tenacidade, o que os tornam adequados para utilização em peças de estrutura e de segurança, como longarinas, travessas e reforços. Também há um aumento no interesse por aços bifásicos de menor resistência mecânica, como os das classes de 250/ 450 MPa, para aplicações em peças externas e que oferecem considerável redução de peso (MURARI, 2009).

Outro importante detalhe é que, pelo fato de conterem baixo carbono, os aços bifásicos apresentam boa soldabilidade e ainda boa conformabilidade. Essas duas propriedades também são essenciais, pois sem elas não adiantaria obter um aço mais resistente que não pudesse ser processado pelos métodos convencionais, como a estampagem e soldagem (FORGAS Jr., 2009).

Na figura 1, pode-se observar, pela cor roxa, um comparativo do aumento da utilização dos aços bifásicos no Honda Civic, que era de 32% em 2005 e passou a 50% em 2006 (KUVIN, 2007).



Figura 1 – Comparativo do aumento da utilização dos aços bifásicos no Honda Civic (KUVIN, 2007).

Empresas como a ArcelorMittal e a Usiminas têm direcionado esforços na produção de aços de alta resistência para indústria automobilística, em busca da melhoria da competitividade do aço frente outros materiais e atendendo as exigências do setor. A

Usiminas/ Unigal, comercializa regularmente os aços bifásicos como laminados a quente ou a frio como, por exemplo, os da classe de resistência de 600 MPa (FONSECA et al., 2005).

A ArcelorMittal Tubarão também produz e realiza pesquisa e desenvolvimento em torno dos aços bifásicos para aplicação na indústria automobilística, os quais são usados em peças de diversos formatos (ArcelorMittal, 2011).

O desenvolvimento do aço bifásico para aplicações na indústria automotiva é muito importante, pois suas características e propriedades mecânicas podem levar ao desenvolvimento de veículos mais econômicos, mais seguros e menos poluentes, quando comparados a outros produzidos há poucas décadas atrás. Portanto, esta pesquisa se justifica e visa contribuir para o aprimoramento deste aço especial em suas aplicações.

1.1 OBJETIVOS

- Obter diferentes microestruturas bifásicas, a partir do aço grau LNE 500, por meio de têmperas em diferentes temperaturas.
- Determinar as propriedades mecânicas dos aços temperados em diferentes temperaturas e comparar com aquelas do aço grau LNE 500, no estado como-recebido.

CAPÍTULO 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS ESPECIAIS

A constante evolução tecnológica dos bens de consumo duráveis impôs à indústria, como um todo, o desenvolvimento de materiais cada vez mais sofisticados, que pudessem atender requisitos mecânicos, químicos e físicos, necessários aos mais variados tipos de aplicações. Neste cenário, o aço se destaca por ser um material que sempre foi utilizado em uma infinidade de aplicações, devido à possibilidade de se poder trabalhar com suas propriedades através de tratamentos termomecânicos e térmicos. (GORNI et al., 2007).

A indústria automotiva foi uma das principais provedoras da evolução metalúrgica do aço, pois sempre forçou o desenvolvimento tecnológico da siderurgia mundial, para produzir aços cada vez mais baratos e com maior estampabilidade. Apesar de alimentar a indústria automotiva com um contínuo desenvolvimento de vários tipos de aços avançados, com características cada vez mais adequadas a aplicações específicas, a indústria siderúrgica mundial sempre esteve em constante pressão. Assim surgiram, neste contexto, os chamados aços avançados de alta resistência (A.H.S.S., Advanced High Strength Steels), que vêm sendo desenvolvidos a pelo menos quarenta anos. Os aços A.H.S.S. são uma resposta da siderurgia mundial ao desafios impostos pela indústria automobilística na busca pelo aumento da competitividade, pela redução do consumo de energia e por uma menor agressão ao meio ambiente. Além disso, os aços A.H.S.S. foram fundamentais para que a indústria automotiva pudesse resolver outro grande desafio, que era o de agregar resistência mecânica sem afetar a conformabilidade deste material, já que no caso dos aços tradicionais, ferríticos ou ferríticos-perlíticos, isso não era possível (GORNI, 2009).

Sempre houve uma preocupação especial sobre certas propriedades dos aços, em geral, como no caso da resistência e ductilidade. A maioria dos produtos disponíveis no mercado cobrem uma faixa ampla de propriedades, porém a seleção depende da importância relativa de resistência e plasticidade para uma aplicação em particular (NETO, 2009).

Na figura 2, pode-se verificar algumas classes de aços especiais relacionados a suas propriedades mecânicas.

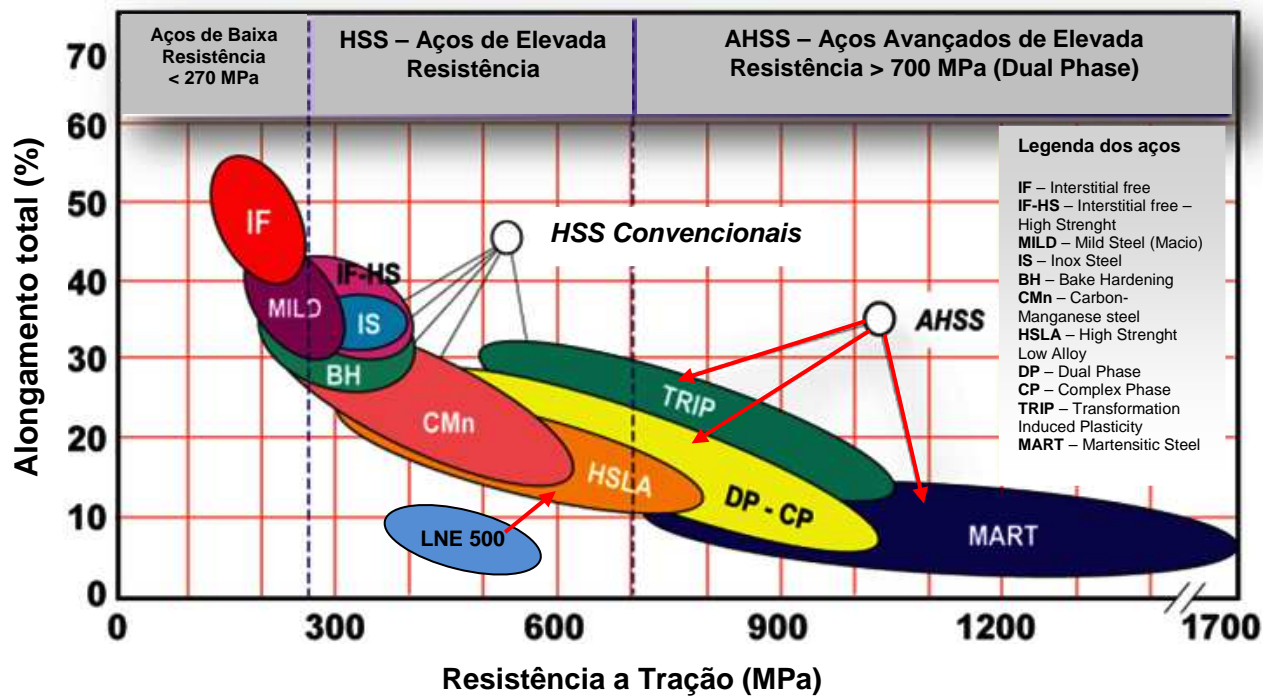


Figura 2 – Resistência à tração de aços de várias classes (CASTRO, 2010).

2.2 AÇOS COM ESTRUTURA FERRÍTICA-PERLÍTICA

Normalmente, nos aços ferríticos-perlíticos, a perlita é o microconstituente que apresenta maior influência sobre as propriedades de resistência mecânica, mesmo estando em pequenas quantidades. O aumento da quantidade de perlita possibilita o aumento da resistência mecânica e dureza do material (LAURITO, 2010; GUIMARÃES, 1997).

Com o surgimento dos aços ARBL, contendo microadições de Nb, Ti e V, uma microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada foi desenvolvida garantindo uma maior capacidade de endurecimento por precipitação deste aço, o que proporcionou um aumento na sua resistência. Em contrapartida, houve uma ligeira perda de sua estampabilidade. Pesquisas posteriores buscaram o desenvolvimento de aços com microestruturas constituídas de ferrita e perlita com melhores níveis de tenacidade, tornando possível obter combinações de alta resistência e boa conformabilidade. Tudo isso, por meio de balanceamentos rigorosos de microadições de outros elementos e da maximização do refino de grão obtido com o aperfeiçoamento da laminação controlada. Entretanto, observou-se que esta perda de

estampabilidade, nos aços que possuíam essa microestrutura, não poderia ser melhorada de forma significativa, tornando imprescindível o desenvolvimento de novos aços que pudessem agregar tais características, benéficas a estas aplicações (GUIMARÃES, 1997; FILHO, 2011).

Dentro desta classe de aços ferríticos-perlíticos está o aço grau LNE 500, normalmente sendo classificados como aços-carbonos e aços de baixa liga. A especificação do aço grau LNE 500 é regida pela norma ABNT NBR 6656 (2008), que trata de “Bobinas e chapas laminadas a quente de aço acalmado com características especiais de propriedades mecânicas, conformabilidade e soldabilidade”. Nessa especificação, o número 500 refere-se à tensão mínima de escoamento em MPa. Ainda, a sigla “LNE” refere-se à principal aplicação desse tipo de aço que é a fabricação de “Longarinas”. A letra “E” é a inicial de “Especial”, em alusão aos tipos de aços que são utilizados para atendimento a essa norma, em especial. A norma ABNT NBR 6656 (2008) ainda estabelece os requisitos exigíveis para encomenda, fabricação e fornecimento, que devem obedecer às chapas de aço laminadas à quente de 2,00 mm até 16,0 mm de espessura. São aplicados em peças de conformabilidade crítica, onde requisitos especiais de propriedades mecânicas e de soldabilidade são fundamentais, como longarinas, travessas e suportes.

Na tabela 1, pode ser observada a composição química do aço grau LNE 500.

Tabela 1 - Composição química do aço LNE 500 (ABNT NBR 6656:2008).

Elemento (%p máxima)										
C	Mn	Si	P	S	Al (metálico)	Nb	V	Ti	Mo	B
0,12	1,5	0,35	0,025	0,015	0,015	0,12	0,12	0,2	-	-

A tabela 2 apresenta algumas propriedades mecânicas requeridas para este aço.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço LNE 500 (ABNT NBR 6656:2008).

LE (MPa)	LR (MPa)	<i>I_o</i> (%)
500 a 620	560 a 700	18

A tabela 3 mostra os valores de tenacidade ao impacto em diferentes temperaturas e alguns requisitos para os ensaios de impacto.

Tabela 3 - Requisitos de impacto dos aços LNE 500 (ABNT NBR 6656:2008).

Sigla	Temperatura de ensaio	Energia de impacto mínima (J mín.)	Dimensões do corpo-de-prova (mm)	Formato do entalhe	Sentido do ensaio	Direção do entalhe no material a ensaiar
J1	- 40°C	27	10x10x55	Tipo "Cv"	CP	Perpendicular à espessura nominal do material
J2	- 20°C				Longitudinal	
J3	0°C				à direção de laminação	
J4	20°C					

2.3 AÇOS BIFÁSICOS

Os aços bifásicos constituem um grupo específico dentre os aços avançados de alta resistência (AHSS). Esses aços tiveram sua concepção na década de 30, mas somente após a década de 60 começaram a ser pesquisados mais intensamente, tendo sua produção industrial efetivamente iniciada nos anos 70. Tratam-se de aços de baixo teor de carbono na faixa de 0,06 à 0,15%, com adições de manganês de 1,2% a 2,0% e silício de 0,25% a 0,5%. Estes aços são processados de forma a apresentarem uma microestrutura constituída de ferrita (Fase macia) e quantidades variáveis de martensita (Fase dura), que permitem o controle da resistência e, simultaneamente, o controle do comportamento da deformação, ou seja, da forma das curvas de tensão-deformação (MATLOCK, 2011; MURARI, 2009).

A tabela 4 mostra a composição química típica dos aços bifásicos com seus principais elementos.

Tabela 4 - Composição química básica de um aço bifásico (HOYDICK, 2004).

Elemento (%)										
C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Mo	B
0,02 a 0,20	1,5 a 2,40	0,5	0,06	0,03 a 1,50	0,010 a 0,150	-	-	0,01	0,03 a 1,50	-

Nota: o total de Mn+6Cr+10Mo deve ser no máximo 3,5%

Os aços bifásicos formam uma classe de materiais metálicos caracterizada por exibirem um espectro de resistência mecânica à tração que pode variar, normalmente, de 450 à 1200 MPa. A demanda por esses materiais tem crescido significativamente, seja em termos de volume comercializado ou com relação a sua variedade de aplicações. Isto tem sido verificado em razão de uma série de propriedades vantajosas que estes apresentam comparativamente aos tradicionais aços microligados. A conformabilidade destes aços os tornam adequados para operações de conformação a frio, especialmente em aplicações automotivas como, por exemplo, na fabricação de rodas de aço. A redução na espessura de chapas envolvendo o aço bifásico é de cerca de 20%, embora as indústrias siderúrgicas acreditem que este potencial possa chegar a 25%, o que justifica a pesquisa sobre este aço em especial (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008; MACHADO, 2005).

Na figura 3, pode-se observar algumas das fases que caracterizam um aço bifásico, como a martensita (M) e a ferrita (F), além de pequenas quantidades de outras fases, como a bainita (B), que também podem estar presentes nas microestruturas destes aços.

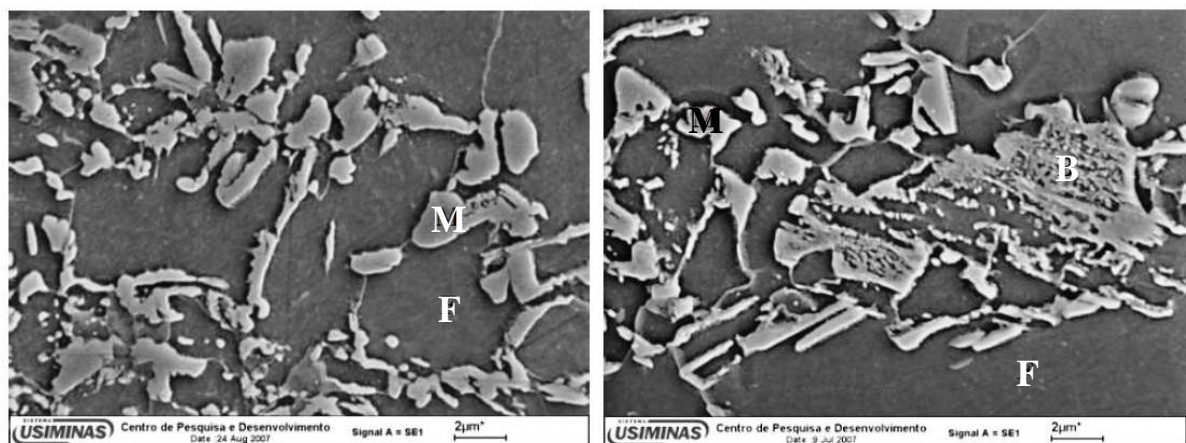


Figura 3 – Microscopia eletrônica de varredura do aço bifásico produzido na Usiminas. Classe 590 MPa de limite de resistência, laminados a frio. Ataque com Nital 4% (MURARI, 2009).

Nos anos 80, foi desenvolvido outro tipo de aço bifásico, onde a martensita foi substituída quase que inteiramente pela fase bainita. A explicação para tal fato era que uma microestrutura constituída, em maioria, por ferrita e bainita teria menor chance de possuir concentradores de tensões e deformações, sendo mais uniforme que uma microestrutura ferrítica-martensítica. Esta variante melhorou características como a ductilidade e tenacidade do aço, que são apreciadas em aplicações automotivas, como em rodas. A presença de uma microestrutura com níveis significativos de martensita e bainita confere aos aços bifásicos um limite de resistência superior a 600 MPa (CHEMIN FILHO, 2011; GORNI et al., 2007).

Devido a sua configuração de alta resistência, boa ductilidade e escoamento contínuo, os aços bifásicos tem sido considerados ideais para a produção de componentes estruturais automotivos que requerem boa formabilidade (LIANG; PENG, 2008; ABDALLA et al., 2004). A figura 4 mostra as diversas possibilidades de utilização do aços bifásicos na indústria automotiva.

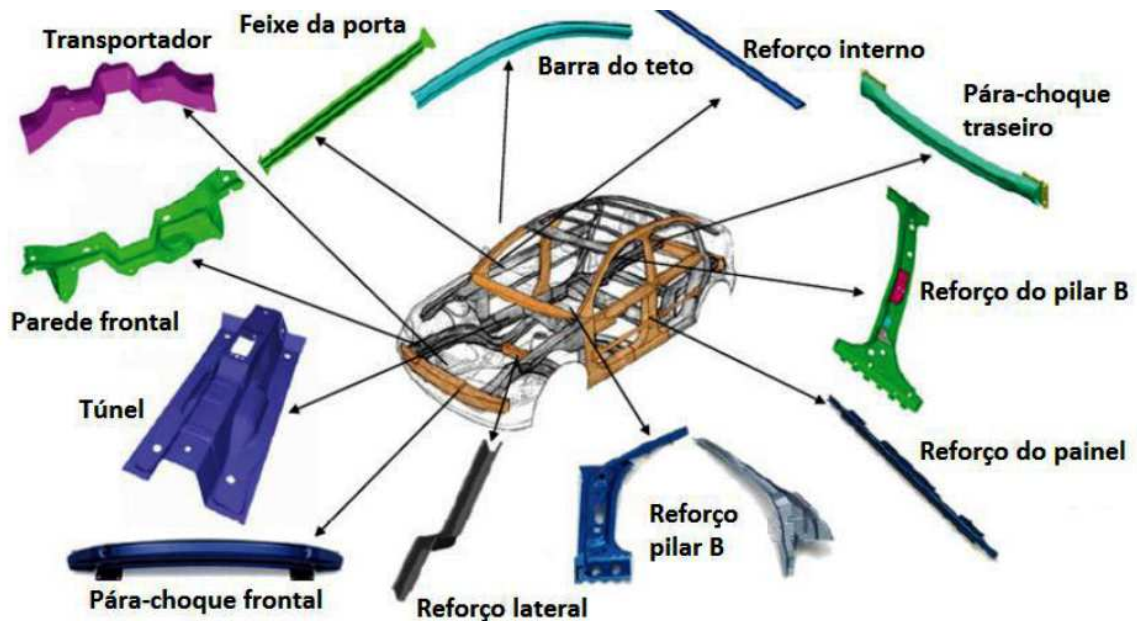


Figura 4 – Possíveis aplicações do aço bifásico na carroceria de automóveis (MARRA, 2008).

2.3.1 PRODUÇÃO DOS AÇOS BIFÁSICOS

Os aços bifásicos são produzidos através do tratamento térmico de têmpera na zona crítica, ou seja, campo onde as fases ferrita e austenita se encontram em equilíbrio. O processo básico para a obtenção das fases martensita e ferrita consiste em aquecer o aço até temperaturas entre as linhas A_1 e A_3 e resfriá-lo rapidamente, como pode ser observado na figura 5. Por meio deste resfriamento rápido (têmpera) até uma temperatura próxima à temperatura ambiente, parte da austenita gerada no aquecimento se transforma em martensita, dando origem à microestrutura formada por ferrita (Fase macia) e martensita (Fase dura). Esta configuração microestrutural caracteriza os denominados aços Dual Phase ou aços bifásicos. Diferentes procedimentos de tratamentos térmicos podem ser realizados para se obter microestruturas bifásicas em aços de baixo carbono. Em qualquer que seja o processo, um ponto em comum a todos é que deve haver o resfriamento rápido a partir da zona crítica para se obter tal microestrutura. Logo, a morfologia das fases presentes na microestrutura bifásica depende da rota escolhida para a sua obtenção (CALLISTER, 2008; BAPTISTA et al., 2007).

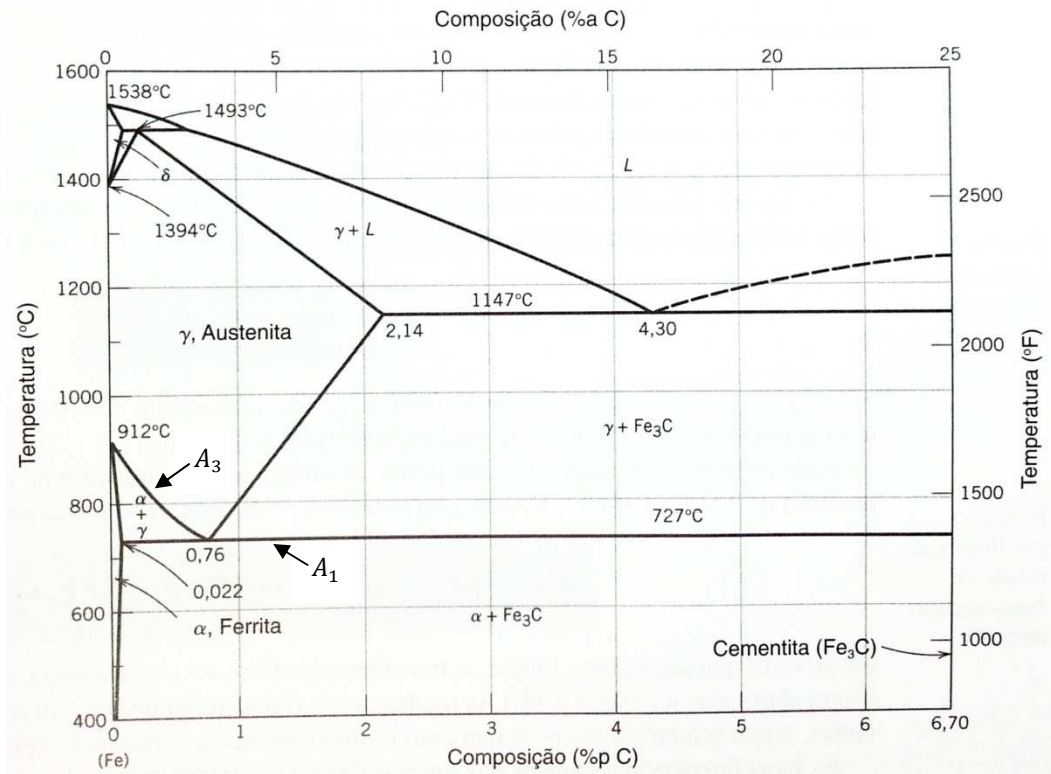


Figura 5 – Diagrama Fe-C (CALLISTER, 2008).

Além dos processos de têmpera intercrítica, a microestrutura dos aços bifásicos também pode ser formada diretamente pela laminação a quente de ligas, que contém cromo e/ou molibdênio. Durante a produção dos aços bifásicos, tanto através da laminação quanto por recozimento contínuo, a matriz ferrítica se forma em primeiro lugar, enriquecendo a austenita remanescente com carbono e outros elementos de liga, aumentando a sua temperabilidade. A transformação da martensita após a formação da matriz ferrítica induz a formação de tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, que facilitam o processo de escoamento e, conseqüentemente, reduzem o valor deste limite, suprimindo a ocorrência de um patamar bem definido de escoamento. Após a formação da martensita, o processo de revenimento pode proporcionar a redução da fragilidade desta fase (MURARI, 2009; GORNI, 2009).

A produção industrial dos aços bifásicos depende de fatores como a viabilidade de operações, sua velocidade de resfriamento e a composição química, para que possam tornar este processo de produção viável. Dentre os processos, pode-se citar:

1 – Quasi Normalizing: consiste na austenitização total do material, seguida de resfriamento lento, para permitir a transformação em cerca de 80% de ferrita, seguida de têmpera, a fim de transformar a austenita remanescente em martensita.

2 – Intercritical Annealing: é um método muito utilizado comercialmente, que submete o aço a um recozimento em uma temperatura entre as linhas A₁ e A₃ do diagrama Fe-C, em período curto de tempo, seguido de resfriamento lento.

3 – Dual Phase Rolling Process: a produção é feita em um laminador convencional, utilizando-se um aço baixo carbono com pequena quantidade de elementos de liga. O aço é laminado a uma baixa temperatura e bobinado abaixo da temperatura de início de transformação da martensita (M_s).

Os aços Dual Phase são processados, muitas vezes, via recozimento contínuo. De maneira geral, ao término da etapa de aquecimento atinge-se uma temperatura na zona crítica, que permanece constante durante o tempo de encharque (t_{ENC}). A temperatura de encharque afeta a quantidade de austenita formada na zona crítica e seu teor de carbono, influenciando na temperabilidade do aço. Após o encharque, o material é resfriado lentamente até a temperatura de início de resfriamento rápido (Têmpera). O objetivo do resfriamento lento é diminuir a fração de austenita e enriquecê-la ao máximo em carbono. Na sequência, é realizado o resfriamento rápido, que transforma a austenita em martensita. O tempo para a difusão do carbono é muito pequeno, assim a liga que se encontrava em equilíbrio no início do resfriamento se torna extremamente supersaturada ao final. Após o resfriamento brusco, o material é submetido a um tratamento de superenvelhecimento por alguns minutos entre 200°C e 400°C, abaixo da temperatura de início de transformação martensítica (M_s), o que provoca uma redução da quantidade de carbono em solução sólida supersaturada na ferrita. Quando este tratamento é realizado em temperaturas muito elevadas, isto é, acima da temperatura de início de transformação martensítica (M_s), pode ocorrer a formação da bainita ou também da perlita, que causa uma diminuição no limite de resistência do aço, favorecendo o aparecimento do patamar de escoamento. Após o superenvelhecimento, o aço é resfriado até a temperatura ambiente e o recozimento contínuo se encerra (MURARI, 2009; MURARI; MEYER; ROCHA, 2008; BHATTACHARYA, 2003).

A figura 6 mostra o ciclo utilizado pela Usiminas na produção dos aços bifásicos.

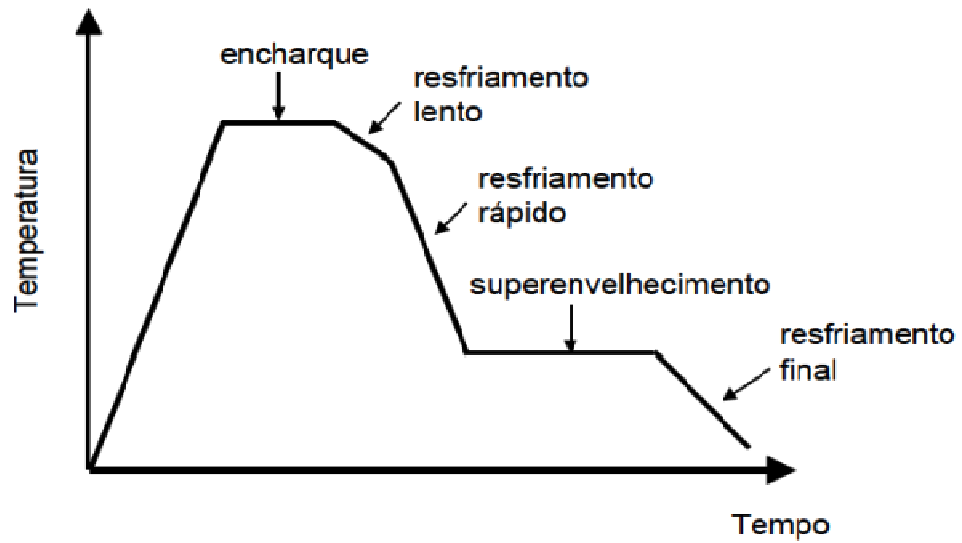


Figura 6 – Ciclo típico de recozimento contínuo (MURARI, 2009).

2.3.2 MICROESTRUTURAS DOS AÇOS BIFÁSICOS

O primeiro aço bifásico produzido era constituído de uma microestrutura formada por uma matriz com 80% a 85% de ferrita macia juntamente com 15 a 20% de martensita dura. Logo, a denominação aço bifásico (Dual Phase steel) foi dada aos aços compostos por uma mistura da fase martensita dispersa em uma matriz ferrítica, entretanto sua microestrutura, normalmente, é mais complexa e pode conter significativas frações volumétricas de bainita, perlita, austenita retida além das fases ferrita e martensita (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008). A figura 7 mostra uma microestrutura esquemática e real de um aço bifásico.

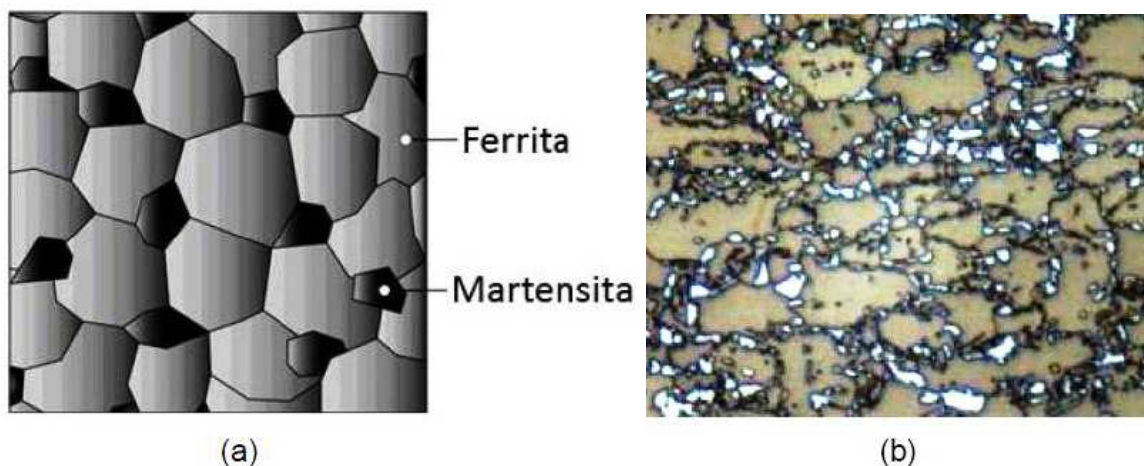


Figura 7 – Micrografia do aço bifásico com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica em: (a) esquemática (PROJETO FEUP, 2010), (b) real aço DP600 (ArcelorMittal, 2012).

A microestrutura dos aços bifásicos pode ser controlada por fatores como parâmetros intercríticos de recozimento, solubilidade do teor de carbono na austenita, teor de liga e taxa de resfriamento (HUSEYIN et al., 2010; RASHID, 1979).

Todavia, para a obtenção de uma microestrutura ideal há necessidade de se conhecer a influência de fatores como a temperatura de tratamento intercrítico, tempo de tratamento, a taxa de resfriamento e a microestrutura inicial para a obtenção da microestrutura final desejada (FORGAS Jr, 2009; VUROBI Jr; CINTHO, 2009).

2.3.2.1 A Fase Austenítica

O fenômeno de austenitização tem sido estudado por pesquisadores, que procuram desenvolver modelos para explicar a cinética de austenitização no aquecimento isotérmico e não isotérmico, a partir de uma dada microestrutura ou de microestruturas dissimilares como a perlítica, martensítica, ferrítica e ferrítica-perlítica. A condição inicial da austenita determina o desenvolvimento da microestrutura final e também as propriedades mecânicas finais do aço. Assim, o comportamento e as propriedades mecânicas dos aços dependem, não somente da natureza da decomposição da austenita no resfriamento contínuo (A fase final do aço), mas também da cinética de reaustenitização, ou seja, se a fase austenítica é homogênea ou heterogênea e, ainda, de seu tamanho de grão, da taxa de aquecimento, da presença de inclusões não metálicas e da distribuição das fases. A austenitização é a etapa crítica para a qualidade do tratamento térmico. O resultado da têmpera depende das condições de austenitização e de temperabilidade, que são interdependentes, podendo originar efeitos indesejados como trincas e falhas no material. A qualidade da austenitização está também relacionada à temperatura, ao tempo de encharque, elementos de liga e a estrutura prévia do aço (LIMA et al., 2012; CASTRO, 2007).

Nos aços bifásicos, o teor de carbono na austenita não depende apenas do teor de carbono total do aço, mas também da temperatura de recozimento de modo que a temperabilidade varia com essa temperatura. Baixas temperaturas de recozimento intercrítico resultam em baixas quantidades de austenita. Porém, esta austenita apresenta um elevado teor de carbono, com grande temperabilidade. Por outro lado, quando o recozimento intercrítico é realizado em temperaturas elevadas, a quantidade de austenita é elevada, mas seu teor de carbono é baixo, comprometendo a temperabilidade. Com isto, após o resfriamento, obtém-se uma martensita em maior quantidade na microestrutura, contudo, mais pobre em carbono e,

portanto, mais macia. A taxa de resfriamento utilizada é de fundamental importância na obtenção da microestrutura bifásica (FONSECA et al., 2005).

2.3.2.2 A Fase Bainítica

O microconstituente bainítico apresenta uma complexa formação e uma variedade de tipos de bainita possíveis de serem produzidas, que podem apresentar características de resistência e dureza intermediárias entre a fase ferrítica e a fase martensítica e resulta em uma melhora da tenacidade do aço (ABDALLA et al., 2004).

A bainita pode ser obtida por resfriamento isotérmico entre a temperatura de início da transformação martensítica e a temperaturas de formação da ferrita e perlita. A identificação da fase bainítica em processos metalográficos, utilizando microscopia óptica, é uma das maiores dificuldades na caracterização dos aços multifásicos e exige cuidados especiais na preparação da amostra para que se consiga uma boa análise quantitativa deste microconstituente. LePera (1980) e Girauld et al (1998) realizaram experimentos utilizando dois reagentes químicos específicos que possibilitaram a distinção da fase bainítica, difícil de ser detectada com ataques químicos convencionais (ABDALLA, 2006).

No gráfico da figura 8, pode-se observar a influência da bainita em algumas propriedades mecânicas dos aços bifásicos.

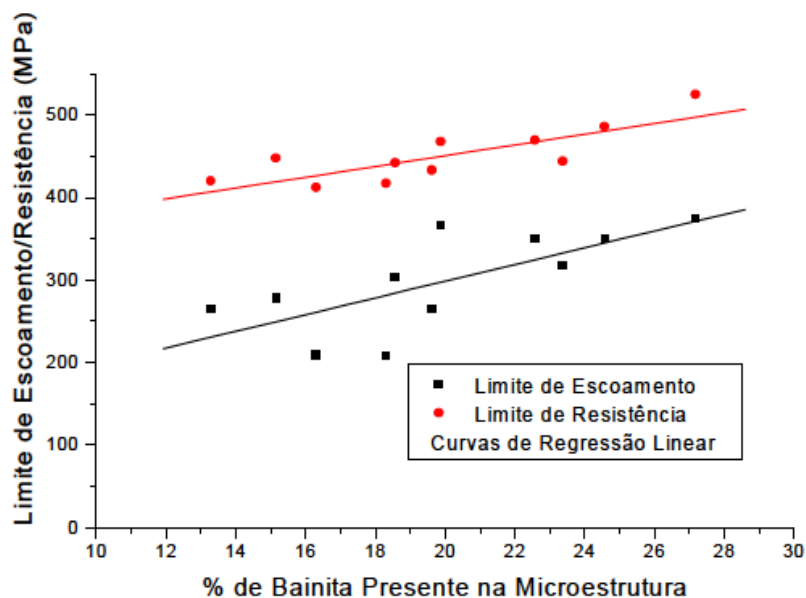


Figura 8 – Variação do limite de escoamento e da resistência com a fração volumétrica de bainita (ABDALLA, 2006).

A fase bainítica, de forma semelhante à martensítica, tem efeito benéfico nas propriedades mecânicas dos aços multifásicos e pode ainda retardar ou impedir o crescimento de trincas por fadiga. A presença da fase bainítica possui ainda a vantagem, sobre a fase martensítica, de manter elevada a ductilidade do aço, assim quando se deseja uma combinação entre alta resistência mecânica e tenacidade, a introdução do microconstituente bainita se torna uma das opções mais viáveis (ABDALLA, 2006, 2003).

2.3.2.3 A Fase Martensítica

A transformação martensítica acontece por meio de um processo de nucleação heterogênea nos contornos de grãos ou em defeitos presentes na microestrutura do material. A martensita nas ligas ferrosas é composta de uma solução sólida supersaturada de carbono e ferro, além de possuir uma estrutura tetragonal de corpo centrado (*tcc*), que é uma forma distorcida da ferrita com estrutura cúbica de corpo centrado (*ccc*). A fase martensita resulta de uma transformação da austenita, conhecida como transformação martensítica (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

A temperabilidade é um fator determinante nos aços. Com a alta temperabilidade, a austenita apresenta grande capacidade de transformar-se em martensita, mesmo quando a velocidade de resfriamento é relativamente baixa. Porém, em aços de baixa temperabilidade, a martensita é produzida somente se as transformações difusionais da austenita forem impedidas pela utilização de elevadas taxas de resfriamento (FONSECA et al., 2005).

A presença da martensita altera significativamente as propriedades mecânicas nos aços e, portanto, suas aplicações industriais estão relacionadas à microestrutura (SANTOS, 2008).

O trabalho realizado por KUMAR et al. (2007) mostrou como a fração volumétrica de martensita altera os valores de tensão de escoamento e o limite de resistência à tração de aços bifásicos constituídos pelas fases ferrita e bainita ou pelas fases ferrita e martensita, ambos a base de Nb. Observa-se, na figura 9, que a resistência dos aços diminui até o limite de 60% de fração volumétrica de martensita, pois o que determina a resistência do aço nessa região é a resistência da fase dura (Martensita), que está em menor quantidade, já que quanto menor a fração em volume de martensita, menor será a sua resistência. Entre os valores de 60% a 85%, a fração em volume de martensita aumenta e governa a resistência desse aço, que aumenta. A partir de 85% os dois fatores se equivalem e não se observam nem aumento nem diminuição da resistência com o aumento da fração em volume da fase dura, a martensita.

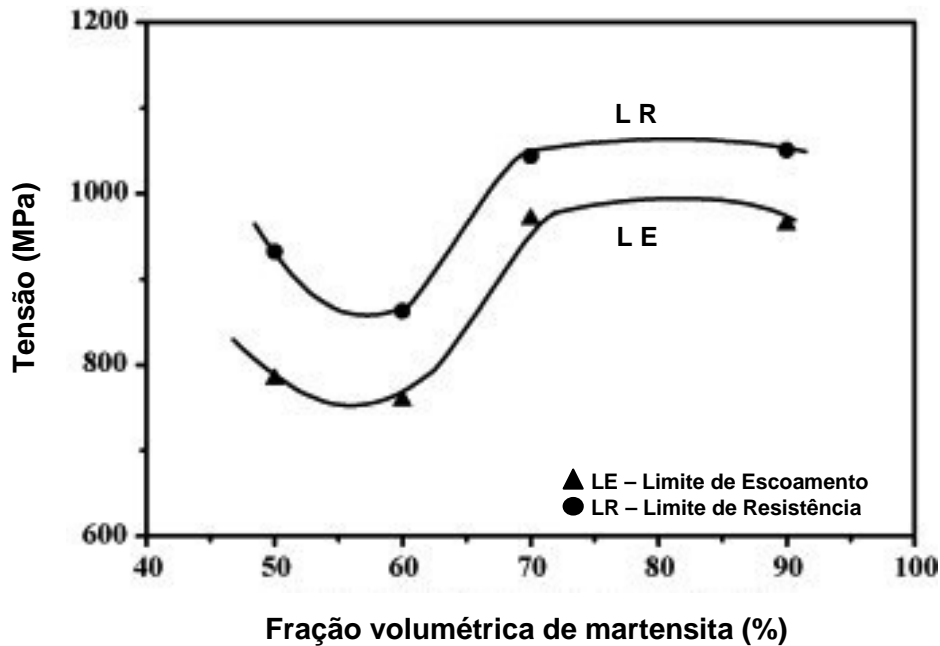


Figura 9 – Tensão em um aço bifásico em função da fração volumétrica de martensita (KUMAR; SINGH; RAY, 2007).

2.3.3 PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA

A introdução de elementos de liga aumentou drasticamente a resistência dos aços baixo carbono, quando comparados aos aços obtidos tradicionalmente. Os aços ARBL tiveram sua resistência mecânica elevada através do refinamento de grãos e precipitação de carbonitretos, embora sua ductilidade seja baixa se comparada à aços baixo carbono, como o ferrítico-perlítico, produzido em métodos tradicionais. Isso representa uma limitação destes aços para a aplicação na produção de chapas, onde alta conformabilidade é, normalmente, exigida (WATERSCHOOT; VERBEKEN; DE COOMAN, 2006).

A composição química é de grande importância nas propriedades mecânicas dos aços bifásicos, portanto relacionar a influência dos elementos de liga na microestrutura do material e também com suas propriedades mecânicas é de suma importância. Nos aços bifásicos, os elementos de liga podem formar uma solução sólida com o ferro (intersticial ou substitucional) e carbonetos ou outros compostos junto ao carbono, como carbonitretos, inclusões não metálicas e compostos intermetálicos (FORGAS Jr., 2009).

A dureza e a resistência mecânica do aço bifásico pode ser aumentada através de precipitados produzidos pelos elementos microligantes ou pelo encruamento do material. Em

contrapartida, há uma conseqüente perda em sua ductilidade e tenacidade. O mecanismo de endurecimento mais importante que confere resistência mecânica ao aço bifásico é o endurecimento por redução do tamanho do grão. Em um aço estrutural convencional, produzido por laminação a quente, o tamanho do grão ferrítico é de aproximadamente 20 ou 30 μ m, já em um aço bifásico, é possível obter um tamanho de grão de aproximadamente 5 μ m. O maior responsável por reduzir o tamanho de grão ferrítico é a adição de pequenos teores de elementos de liga. O mais importante dentre eles é o Nb, que produz um efeito significativo nas propriedades mecânicas do aço bifásico, mesmo em teores abaixo de 0,05% (FORGAS Jr, 2009; REED-HILL; ABBASCHIAN, 1994).

Os elementos de liga podem influenciar as transformações difusionais dos aços bifásicos na temperatura de início e fim da formação da martensita e também a dureza desta fase. Nas temperaturas de início e de fim da formação da martensita, elementos de liga como manganês e cromo podem influenciar as temperaturas da reação martensítica, a ponto de evitar sua formação total no caso de resfriamento até a temperatura ambiente. Porém, dentre os elementos que podem estar presentes nos aços comuns, o carbono é o que apresenta a influência mais acentuada nas temperaturas de início e fim. A temperatura de fim de formação da martensita é muito importante, pois representa a eliminação total da austenita, de modo que, se houver condições para a mesma não ser atingida, certa quantidade de austenita retida permanecerá (LIANG; PENG, 2008).

A adição de manganês, vanádio e níquel favorece o aumento da temperabilidade dos aços bifásicos, assim como o carbono e o silício, que atuam em solução com o ferro (WATERSCHOOT; VERBEKEN; DE COOMAN, 2006).

Além dos efeitos na temperabilidade, os elementos de liga podem aumentar a resistência da ferrita por endurecimento por solução sólida ou precipitação, tal como com adição de silício. Eles também exercem uma influência endurecedora na martensita, que neste caso, pode mudar de acordo com o teor do manganês para aumentar a dureza do aço. O vanádio e nióbio também podem ser adicionados ao aço, a fim de refinar a microestrutura deste material, resultando em um aumento da resistência mecânica (FORGAS Jr., 2009).

A adição de microligantes nos aços bifásicos é importante para garantir sua estrutura ferrítica-martensítica e inibir o aparecimento de outras microestruturas na etapa de resfriamento rápido (têmpera), como austenita retida, perlita ou bainita, além de controlar melhor a dureza e as propriedades mecânicas finais (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008).

Os principais elementos químicos, normalmente adicionados nos aços bifásicos e suas influências nas propriedades mecânicas são:

- Carbono (C): Este elemento determina a quantidade de austenita no reaquecimento intercrítico e, por consequência, a quantidade e dureza da martensita após a têmpera. O limite de resistência dos aços bifásicos é descrito como proporcional à quantidade de martensita (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008). O carbono pode formar precipitados como carbonetos ou carbonitretos que aumentam a resistência mecânica dos aços bifásicos em cerca de quatro vezes, se comparado a mesma porcentagem em um aço ferrítico-perlítico convencional, além de aumentar a temperatura de transição dúctil-frágil, que tende a fragilizar o material (LAURITO, 2010).

- Manganês (Mn): É um estabilizador de austenita aumentando sua temperabilidade, além de retardar a formação da perlita e bainita, garantindo uma microestrutura bifásica (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008). O Manganês atua como o carbono, embora em escala menor. É um elemento endurecedor da ferrita. Geralmente, nos aços-liga de alta resistência para estruturas, o manganês aparece em teores mais elevados do que nos aços carbono estruturais, pois seu efeito sobre a resistência mecânica é menos acentuado que o carbono. Quando, nesses aços, o manganês é introduzido em teores acima de 1%, não há necessidade de adicionar outros elementos de liga para melhorar a resistência mecânica, pois ele próprio possibilita essa melhoria. Assim, outros elementos de liga, quando também introduzidos, geralmente têm a finalidade de controlar o tamanho de grão do aço (CHIAVERINI, 1996).

- Silício (Si): Este elemento possui a característica de baixar a solubilidade do carbono na ferrita e melhora o balanço entre ductilidade e resistência mecânica (Limite de escoamento), além de diminuir a tenacidade (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008; MACHADO, 2005).

- Cromo (Cr): Aumenta a temperabilidade da austenita. É um elemento estabilizador da ferrita, além de retardar a formação da perlita e bainita (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008; MARRA, 2008).

- Vanádio (V): Também aumenta a temperabilidade, refina a microestrutura e seus precipitados servem de núcleos para a geração da austenita no reaquecimento. Aumenta a resistência mecânica por precipitação, além de ser um bom endurecedor de aços laminados ou normalizados. Existe uma relação linear entre a quantidade de vanádio e o limite de escoamento e a resistência à tração de até 0,15% V (LAURITO, 2010; MARRA, 2008).

- Níobio (Nb): Refina e estabiliza os grãos de ferrita, além de reduzir a temperatura de início de transformação martensítica (Ms). Os compostos formados por Nb formam-se no

campo austenítico e, normalmente, resultam em uma fina dispersão de carbonitreto. Pode produzir forte efeito de endurecimento por precipitação e sua principal contribuição para as propriedades mecânicas do aço se dá através da precipitação acima da temperatura de transformação e no retardo da recristalização da austenita, promovendo uma microestrutura de grãos finos. Este refino dos grãos produz um aumento da resistência e tenacidade do aço. O aumento do limite de escoamento ocorre devido ao endurecimento por precipitação somado ao refino do grão. O Nb é considerado o agente mais efetivo na melhoria das propriedades dos aços microligados, oferecendo um endurecimento de 35 a 40 MPa para cada 0,01% de adição (LAURITO, 2010; OLEA, 2002; ASM, 1999).

- Titânio (Ti): Este elemento pode formar nitretos em temperaturas muito altas e ser usado para reduzir o tamanho de grão da austenita durante a laminação a quente. Também podem exercer um efeito de endurecimento por precipitação (LAURITO, 2010; ASM, 1999).

- Boro (B): Este elemento inibe a transformação da austenita para a ferrita, além de aumentar fortemente a temperabilidade dos aços bifásicos (NETO, 2009; WATERSCHOOT; VERBEKEN; DE COOMAN, 2006).

- Molibdênio (Mo): É um formador de ferrita e inibe fortemente a transformação bainítica. Promove de maneira forte o endurecimento por solução sólida (NETO, 2009; WATERSCHOOT; VERBEKEN; DE COOMAN, 2006).

- Alumínio (Al): Este elemento tem a função de suprimir a formação de carbonetos, de forma tão eficiente quanto o silício. Ademais, a taxa de encruamento da ferrita é conhecida por aumentar, com a adição de silício e por ser muito pouco afetada com a adição de alumínio (CASTRO, 2010).

2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS BIFÁSICOS

As propriedades mecânicas dos aços bifásicos estão diretamente ligadas à diversos fatores relacionados a sua microestrutura, como a fração volumétrica de martensita, sua morfologia e distribuição, a fração volumétrica de austenita retida, o tamanho médio dos grãos, a presença de outros componentes como a perlita, bainita e austenita residual, além da sua própria composição química. Essas características microestruturais, em conjunto, são as responsáveis pelas propriedades mecânicas dos aços bifásicos (FORGAS Jr, 2009; VUROBI; CINTHO, 2009).

Nos aços bifásicos a fase ferrítica, macia e contínua, fornece a ductilidade. Quando há uma deformação, a tensão se acumula nas regiões de menor resistência da fase ferrítica, isto é, em torno das regiões duras, onde normalmente predomina a martensita, aumentando a dureza do material. Outro fator importante é que a taxa de deformação e a capacidade de alongamento fazem com que o aço bifásico obtenha uma resistência muito maior se comparado aos aços convencionais equivalentes (PROJETO FEUP, 2010).

Durante o processo de deformação plástica o escoamento da matriz ferrítica, macia, através das ilhas de martensita, dura, encrua significativamente o material, contribuindo para aumentar sua resistência mecânica. O aumento da fração volumétrica da fase dura (martensita) proporciona o aumento da resistência em tração. Esta fase atua também como barreira ao movimento de discordâncias, aumentando o encruamento da fase dúctil durante o processo de deformação (ABDALLA et al., 1999).

Os mecanismos de endurecimento dos aços bifásicos são importantes para se compreender a influência da composição química na microestrutura e nas propriedades mecânicas deste aço. A resistência mecânica de aços bifásicos corresponde a somatoria da resistência mecânica básica do ferro puro e de diversos mecanismos de endurecimento em sua microestrutura, como a solução sólida de átomos intersticiais ou substitucionais, o refino do tamanho do grão, a própria deformação ou encruamento, entre outros (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

Além disso, alterações microestruturais em aços bifásicos podem causar mudanças significativas na resistência à tração, no alongamento, no expoente de encruamento e na dureza. Os aços bifásicos também apresentam elevada resistência à fadiga e boa tenacidade, características essas, que os tornam particularmente adequados para a utilização em peças de estrutura e segurança (MURARI, 2009).

2.4.1 DUREZA

Os estudos iniciais sobre aços bifásicos foram concentrados basicamente em suas propriedades mecânicas. Contudo, hoje, é sabido que muitas dessas propriedades, como a dureza, podem ser melhoradas através do controle adequado de alguns fatores relevantes como o tamanho, a quantidade e morfologia dos grãos, além da composição química. Além disso, outros fatores que determinam diretamente as condições de dureza nos aços bifásicos são os tratamentos térmicos de têmpera e sua temperatura máxima de austenitização (RIBEIRO, 2006).

Neste contexto, os tratamentos térmicos de têmpera são determinantes para o desenvolvimento de uma microestrutura final de qualidade, que influencia diretamente as propriedades mecânicas do aço, como a dureza. Por outro lado, uma microestrutura não tratada adequadamente pode resultar, em alguns casos, em defeitos como trincas e falhas prematuras no material. Neste caso, quando a dureza de um aço é elevada e este sofre uma fratura frágil, com baixa tolerância a descontinuidades, quase nenhuma deformação ocorre antes da ruptura. Neste tipo de comportamento, a clivagem pode ocorrer normalmente, embora, sob certas condições, alguns metais, que normalmente fraturariam por cisalhamento (Fratura dúctil), também possam vir a sofrer uma fratura por clivagem, já que a separação da célula unitária ocorre repentinamente entre as faces de células adjacentes (LIMA et al., 2012; FILHO, 2011).

Este fato evidencia uma característica peculiar dos aços bifásicos, caracterizados pela existência de regiões de alta dureza (Martensita) dispersas numa matriz de dureza menor (Ferrita), que resulta em uma boa ductilidade para o material. Essa abordagem está baseada nas interações mais complexas que ocorrem na microestrutura presente neste aço, os quais também devem apresentar variações significativas de dureza entre si. A ferrita, que contém em solução traços de carbono, apresenta baixa dureza enquanto a martensita, que apresenta um reticulado tetragonal, possui sua dureza muito elevada, podendo atingir 65 a 67 HRC, devido a fatores como a distorção do reticulado, tensões internas, tamanho de grão muito pequeno, entre outras (GORNI, 2008).

A adição de microligantes é um fator que garante a estrutura ferrítica-martensítica dos aços bifásicos, inibindo o aparecimento de outras microestruturas na etapa de resfriamento (Têmpera), como austenita retida, perlita ou bainita, além de controlar melhor a dureza no material (MARRA; TAISS; MIYAMURA, 2008).

Outro fator que pode amenizar a dureza no aço e minimizar o aparecimento de fraturas durante sua solicitação é o tratamento térmico chamado Revenimento, que, normalmente, acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzida por esta; além de aliviar ou remover as tensões internas este tratamento corrige as excessivas dureza e fragilidade, aumentando a ductilidade e resistência ao choque (LIMA et al., 2012).

2.4.2 TENACIDADE AO IMPACTO

O aço bifásico absorve mais energia se comparado com os aços convencionais, isto é, porque apresenta maior limite de resistência (maior área da curva tensão-deformação) e alta taxa de encruamento, que resulta em uma melhor distribuição das tensões durante a

deformação. Resultados positivos dos ensaios de impacto em veículos, utilizando aços bifásicos, foram obtidos na fase inicial e conceitual do projeto ULSAB-AVC por uma combinação de características relacionadas ao projeto, ao próprio aço e também às tecnologias de manufatura. A estrutura principal da carroceria do veículo foi a chave para garantir um bom desempenho nos ensaios de impacto (PEREIRA et al., 2006).

Na figura 10, pode-se observar a energia absorvida em função do limite de escoamento dos aços bifásicos, comparada a aços convencionais. Neste cenário, é observado que o aço bifásicos ou Dual Phase (DP), consegue absorver mais energia durante o processo de deformação que outros aços. Tal característica, presente nos aços DP, somente é possível graças a grande capacidade de encruamento do material, que possui uma microestrutura combinada e composta pelas fases martensita (Dura) e ferrita (Macia).

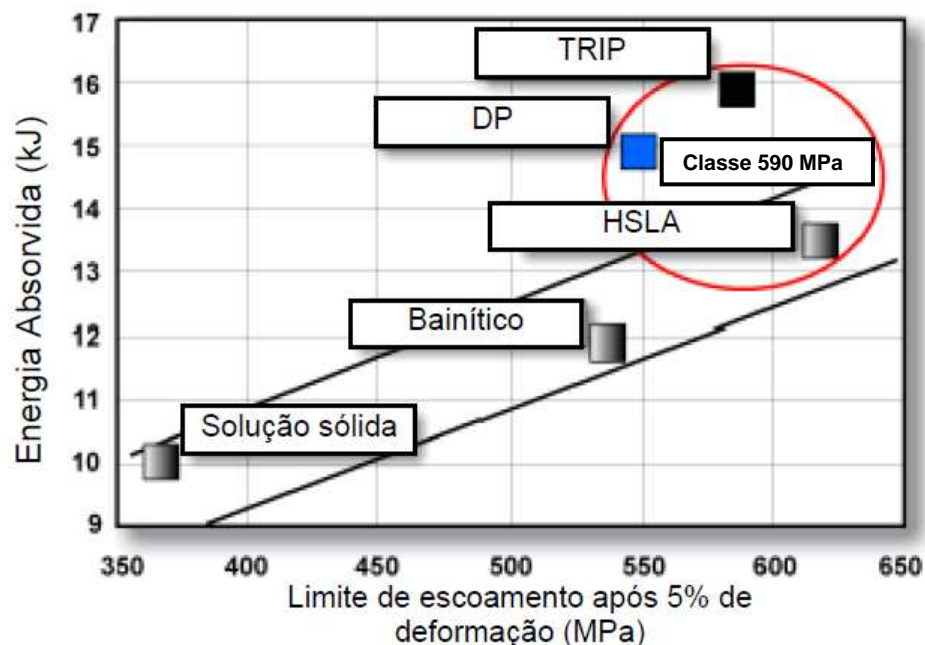


Figura 10 – Energia absorvida em função do limite de escoamento, com 5% de deformação (IISI, 2005).

A alta capacidade de encruamento dos aços bifásicos garante uma excelente absorção de impacto e resistência a fadiga, ou seja, são aços que, especialmente em situações de acidentes automobilísticos, absorvem mais energia que os convencionais, aumentando a segurança dos passageiros. Estas características tornam este aço uma opção muito interessante para componentes estruturais e de segurança em automóveis tais como, barras transversais da porta, longarinas, colunas A e B, soleira da porta, arco do teto, pára-choque, entre outros (ArcelorMittal, 2012).

A elevada absorção de energia dos aços bifásicos é explicada por este possuir altos valores de resistência mecânica e alongamento. Além disso, por apresentar grande ductilidade, o aço bifásico é usado em peças de geometrias complexas, que não são conformáveis em aços convencionais. Desta forma é possível reduzir a espessura de uma peça produzida, por exemplo, com um aço bifásico da classe 340/450 MPa entre 10 a 20% e conseguir um desempenho igual ou até melhor que um aço convencional (FONSECA et al., 2005).

Na figura 11, pode ser observada a evolução da segurança veicular ao longo dos anos com a maior aplicação de aços especiais, mais resistentes e leves, como o aço bifásico. A utilização de chapas mais finas desse aço em estruturas veiculares e seu efeito de maior absorção de energia em colisões pode ser observado durante sua deformação no evento de “Crash Test”. Neste cenário, há uma melhor distribuição das tensões, promovendo maior estabilidade e previsão da compressão ou esmagamento em estruturas. Nos comparativos de “Crash Test”, mostrados na figura 11 e realizados entre 1997 e 2005, é possível analisar claramente as condições de cada veículo durante o evento. Com o passar dos anos, os veículos sofreram menos deformação em colisão frontal, o que mostra maior absorção de energia, além de preservar a segurança dos seus ocupantes, que também passaram a sofrer menos choques com os impactos. Este fato foi uma das principais metas a serem alcançadas pelo projeto ULSAB, que tinha como objetivo demonstrar a viabilidade do uso intensivo de aços especiais para uma redução substancial do peso veicular, garantindo a segurança e o conforto dos passageiros, com custo adequado (TAISS, 2010).

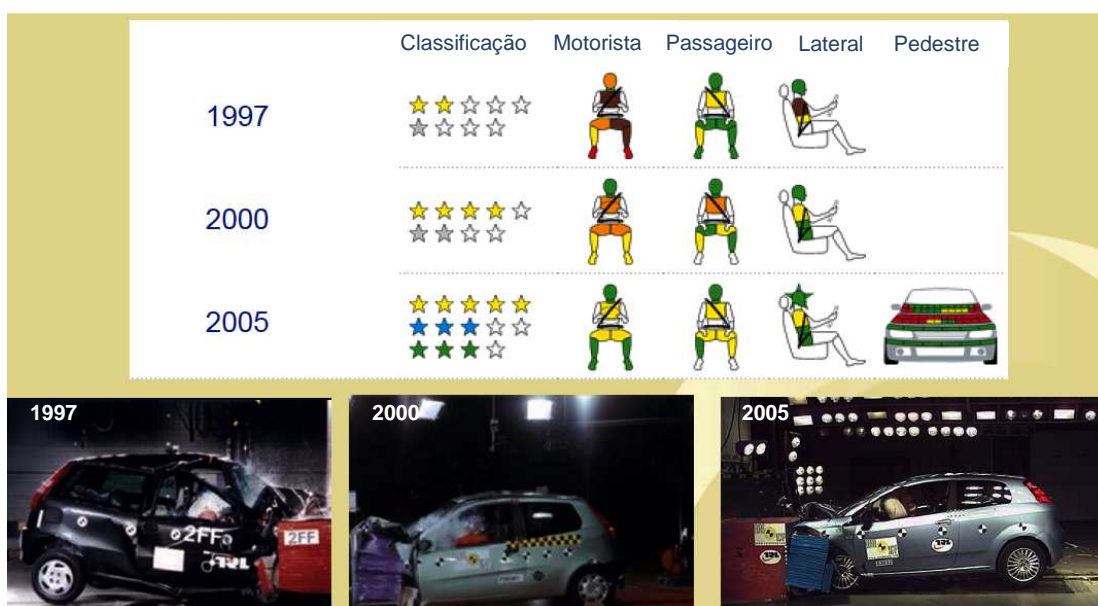


Figura 11 – Evolução da segurança veicular (CASTRO, 2010).

O ensaio de impacto também pode fornecer importantes informações sobre como varia o comportamento do material com relação a sua fratura, desde a fratura dúctil à fratura frágil, conforme a temperatura do ensaio é aumentada ou abaixada, respectivamente. A mudança do tipo de fratura é evidenciada pela capacidade do material em absorver energia ou não durante este processo (CHAO; WARD; SANDS, 2007).

Em síntese, uma fratura frágil absorve pouca energia, enquanto uma fratura dúctil absorve valores elevados de energia, fato relacionado a maiores quantidades de deformações plásticas do material neste caso. A quantidade de energia absorvida pelo material é chamada de tenacidade e sua medida como função da temperatura caracteriza o princípio dos ensaios de impacto, sendo esta ferramenta a mais importante para se determinar o comportamento em fratura dos materiais, incluindo os aços bifásicos. Portanto, conhecer a tenacidade do material é fundamental, visto que para aços carbono de baixa liga, a fratura frágil ocorre para temperaturas abaixo de 25°C, porém próximas (FORGAS Jr., 2009).

O comportamento macroscópico da fratura frágil está relacionado à falta de deformação plástica do material e o mecanismo de fratura microscópica mais usual é do tipo clivagem, que é a separação dos planos de mais baixa densidade na estrutura cristalográfica e acontece quando não existem sistemas ativos de escorregamento capazes de promover a deformação plástica (MAGNABOSCO; LIBERTO, 2004).

Assim, quando se fala em segurança veicular, aperfeiçoar o automóvel fabricado, para que ele absorva maior energia em acidentes, é o principal objetivo para que ele se torne cada vez mais seguro aos ocupantes. O aço bifásico possui alta sensibilidade à taxa de deformação, sendo este comportamento atribuído a matriz ferrítica. Logo, a microestrutura bifásica apresenta altos valores de absorção dinâmica se comparada a outras microestruturas como ferrita e perlita ou ferrita e bainita (QU et al., 2008).

2.4.3 TRAÇÃO

2.4.3.1 Parâmetros relacionados à tração

Os valores de resistência mecânica e limite de escoamento nos aços bifásicos são duas das principais propriedades mecânicas que a indústria automobilística deseja obter para suas aplicações. Logo, quando se aumenta a resistência mecânica de um aço bifásico, automóveis modernos com estruturas mais leves poderão ser fabricados e, conseqüentemente, menor será

o consumo de combustível para se locomover, o que significa ganho de rendimento e preocupação com a questão ambiental (FORGAS Jr., 2009).

O limite de resistência à tração do aço bifásico varia linearmente com a fração volumétrica de martensita e o aumento da quantidade desta fase diminui sua ductilidade, com exceção de aços contendo finos precipitados na ferrita. Entretanto, as propriedades de tração não são apenas determinadas pela fração de volume de martensita, mas também pela morfologia e distribuição desta fase. Assim, considerando uma fração de volume constante de martensita, pode-se obter uma melhor combinação de resistência e ductilidade quando o aço possui uma estrutura martensítica mais refinada. Por outro lado, quando o aço possui uma estrutura martensítica grosseira, há o risco de ocorrer uma fratura. Outro parâmetro importante nos aços bifásicos, que também depende da quantidade de martensita, é o alongamento total que, dependendo do aumento desta fase, pode refletir em uma diminuição de sua ductilidade (LOMBARDO, 2010; CALLISTER, 2007).

Sendo os aços bifásicos constituídos de duas fases, ferrita e martensita, uma importante correlação pode ser feita a partir das quantidades dessas fases com sua resistência mecânica e o escoamento, para descobrir qual a influência destes parâmetros no comportamento do aço.

Assim, Llewellyn e Hudd (1998), sugerem de maneira genérica, que o limite de resistência a tração dos aços bifásicos pode ser aproximado pela equação (1), levando-se em conta a fração de ferrita e martensita presentes no material:

$$S_{AB} = V_{\alpha} \cdot S_{\alpha} + V_m \cdot S_m \quad (1)$$

onde V_{α} e V_m correspondem às frações em volume das fases ferrita e martensita e S_{α} sendo a resistência à tração do aço na fase ferrítica e S_m para a fase martensítica.

De maneira mais específica, Speich (1981) também mostra que a resistência mecânica dos aços bifásicos pode aumentar com o aumento da fração volumétrica da fase martensítica. Portanto, considerando deformações iguais para ambas as fases, a tensão atuante da composição ferrítica-martensítica pode ser escrita pela equação (2):

$$\sigma_n = \sigma_{\alpha} \cdot \left(\frac{P_{\alpha}}{100} \right) + \sigma_m \cdot \left(\frac{P_m}{100} \right) \quad (2)$$

onde σ_n é a tensão nominal da composição das fases, σ_α e σ_m as tensões nominais de ferrita e de martensítica, respectivamente, e P_α e P_m são as porcentagens em volume de ferrita e martensita, também respectivamente. Assumindo a equação (2) para o limite de resistência (LR) e o limite de escoamento (LE), pode-se obter as seguintes equações (3) e (4):

$$LR = \sigma_\alpha \cdot \left(\frac{P_\alpha}{100} \right) + \sigma_m \cdot \left(\frac{P_m}{100} \right) \quad (3)$$

$$LE = \sigma_\alpha \cdot \left(\frac{P_\alpha}{100} \right) + \sigma_m \cdot \left(\frac{P_m}{100} \right) \quad (4)$$

Portanto, pode-se afirmar que a resistência mecânica dos aços bifásicos depende principalmente de fatores como a quantidade de martensita que pode se formar em um tratamento térmico e do teor de carbono na austenita, pois quanto maior este teor na austenita, maior será o teor de carbono na martensita e também sua resistência (KUMAR et al., 2007).

Não menos importantes, o escoamento contínuo (ausência de patamar) e altos níveis de alongamento também são características marcantes dos aços bifásicos. A ausência de patamar de escoamento destes aços pode ser explicada pela grande quantidade de discordâncias produzidas entre a interface ferrita martensita, que surgem durante a transformação da austenita em martensita durante o resfriamento. A densidade de discordâncias livres, neste caso, é da ordem de 10^6 a 10^8 / cm². Já a elevada capacidade de alongamento dos aços bifásicos, assim como o alto limite de resistência à tração, são resultado de uma complexa interação entre escoamento plástico e o encruamento das fases presentes na microestrutura destes materiais. A maior capacidade de encruamento do material e uma maior ductilidade, também influenciada pela fração volumétrica de martensita e sua distribuição na matriz ferrítica, irão contribuir para um melhor desempenho dos aços bifásicos e irão permitir que estes absorvam uma grande deformação sem risco de ruptura e também retardando o aparecimento da estricção. Além disso, o alongamento uniforme dos aços bifásicos diminui de maneira não linear com o aumento da fração volumétrica de martensita e aumenta conforme o teor de carbono na martensita diminui; já o alongamento total diminui com o aumento da fração de martensita. (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006; FONSECA et al., 2005; IISI, 2005; SPEICH, 1981).

A figura 12, mostra as curvas tensão versus deformação de aços AHSS, onde as características dos aços bifásicos, descritas a pouco, como ausência de patamar de escoamento, alto limite de resistência e grande deformação, podem ser vistas e são comparadas com outros aços, como o TRIP e HSLA.

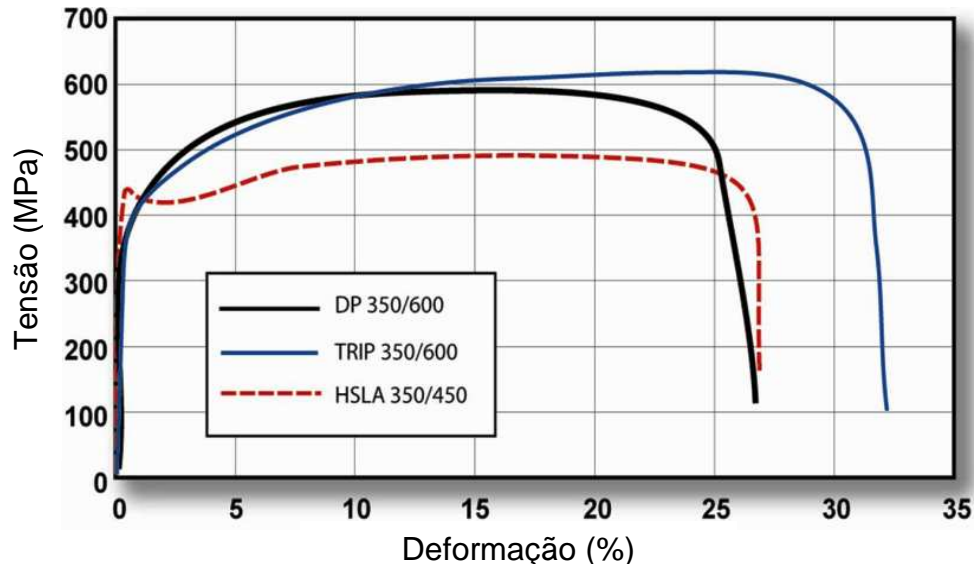


Figura 12 - Curva tensão versus deformação de alguns aços especiais (CASTRO, 2010).

Com relação ao encruamento nos aços bifásicos, algumas análises podem descrever o comportamento real da deformação plástica nos materiais policristalinos. Entre elas, pode-se citar as equações de Hollomon e Ludwik como as mais usadas para descrever o comportamento da tensão versus deformação *verdadeira* em regime plástico e que se adaptam bem para descrever o comportamento dos aços bifásicos. Tal análise é necessária, pois o diagrama tensão versus deformação de engenharia é limitado, por considerar que a tensão aplicada em um material se dá pela relação entre carga e a área inicial, entretanto, na verdade, esta deveria ser dividida pela área instantânea em um dado ponto (FORGAS Jr., 2009).

Neste caso, pode-se demonstrar a relação entre tensão *verdadeira*, “ σ_v ”, e tensão de engenharia, “ σ_e ”, aplicada ao material, dada pelas equações abaixo (HOLLOMON, 1945):

$$\sigma_v = \frac{F}{A} \quad (5)$$

$$\sigma_e = \frac{F}{A_0} \quad (6)$$

Assumindo que há incompressibilidade e que “ V ” e “ V_0 ” são os volumes instantâneo e inicial do CP, respectivamente, e ainda que “ A ” e “ A_0 ” são as áreas instantânea e inicial do CP, respectivamente, pode-se obter a seguinte relação:

$$\begin{aligned}
 V &= V_0 \\
 A \cdot L &= A_0 \cdot L_0 \\
 A &= A_0 \cdot \frac{L_0}{L} \\
 \frac{1}{A} &= \frac{1}{L_0} \cdot \frac{1}{A_0} \\
 \frac{1}{A} &= \frac{1}{A_0} \cdot (1 + e)
 \end{aligned} \tag{7}$$

Substituindo a equação (7) na expressão da tensão verdadeira (5), temos a relação entre tensão *verdadeira* e tensão de engenharia, conforme a equação (8):

$$\begin{aligned}
 \sigma_v &= \frac{F}{A_0} \cdot (1 + e) \\
 \sigma_v &= \sigma_e \cdot (1 + e)
 \end{aligned} \tag{8}$$

O mesmo procedimento pode ser feito para demonstrar a relação entre a deformação de engenharia, “ e ”, e a deformação *verdadeira*, “ ε ”, conforme as equações (9) e (10), respectivamente, onde “ L ” e “ L_0 ” são os comprimentos instantâneo e inicial do CP, também respectivamente, como demonstrado a seguir:

$$\begin{aligned}
 e &= \frac{\Delta L}{L_0} \\
 e &= \frac{L - L_0}{L_0} \\
 e &= \frac{L}{L_0} - 1 \\
 \frac{L}{L_0} &= 1 + e
 \end{aligned} \tag{9}$$

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \tag{10}$$

Substituindo a equação (9) na equação (10) temos a relação entre as deformações verdadeira e de engenharia, como visto na equação (11):

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (11)$$

Assim, os resultados de um ensaio de tração podem ser analisados de forma real se a tensão for dada em função da deformação verdadeira e pode-se obter uma curva tensão versus deformação verdadeira com as regiões elástica, de escoamento e plástica, bem definidas.

Neste contexto, para a região elástica linear, em metais policristalinos, a deformação elástica longitudinal é proporcional à tensão aplicada e a constante de proporcionalidade (Módulo de elasticidade), longitudinal, conhecida pela Lei de Hooke (unidimensional) e mostrada na equação (12):

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (12)$$

Para a região plástica, o comportamento de escoamento plástico de muitos metais pode ser descrito pela equação de Hollomon (1945), onde a tensão neste caso pode ser descrita pela equação (13):

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (13)$$

em que “ K ” é o coeficiente de resistência, que depende da estrutura do material, e “ n ” o expoente de encruamento.

O valor de “ K ” prevê uma indicação do nível de resistência do material, enquanto que o valor de “ n ” prevê uma medida da habilidade do material em encruar durante um processo de deformação à frio. Assim, quanto maior o valor de “ n ” maior será a taxa com que o material encrua. Um material com um alto valor de “ n ” é interessante em processos, como a deformação a frio, que se deseje aumentar a resistência mecânica com pequenas deformações plásticas. Outra análise pode ser feita quando o valor de “ n ” aumenta, ou seja, quanto maior seu valor, mais íngreme será a curva verdadeira de um material e mais uniforme será a distribuição das deformações na presença de gradientes de tensão. Por outro lado, em materiais com menores valores de “ n ”, a curva verdadeira será mais horizontal. (LAURITO, 2010; FORGAS Jr., 2009).

É possível ainda descrever a deformação total, ε_{ij}^t , de um material em função da soma das parcelas elástica e plástica. O modelo de Ramberg-Osgood descreve esta deformação, onde ε_{ij}^e representa a elasticidade linear unidimensional de Hooke, enquanto ε_{ij}^p representa a parcela plástica definida por Hollomon, como mostra a equação (14):

$$\varepsilon_{ij}^t = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{1/n} \quad (14)$$

A equação (14) é uma decomposição aditiva de deformações onde, para todos os valores de ε_{ij}^p , não há ponto de escoamento, fato característico dos aços bifásicos (DOWLING, 1999).

2.4.3.2 Obtenção da curva tensão versus deformação

Os parâmetros usados para descrever a curva tensão versus deformação em um metal são: resistência à tração, limite de resistência, alongamento percentual e a redução de área. No ensaio de tração é possível obter a curva tensão versus deformação de *engenharia* de um material a partir da quantidade de carga exercida em um corpo-de-prova e seu alongamento.

A figura 13 exemplifica uma curva tensão versus deformação de engenharia junto ao comportamento de um corpo-de-prova sob ensaio de tração, descrito pelas etapas “1” a “4”.

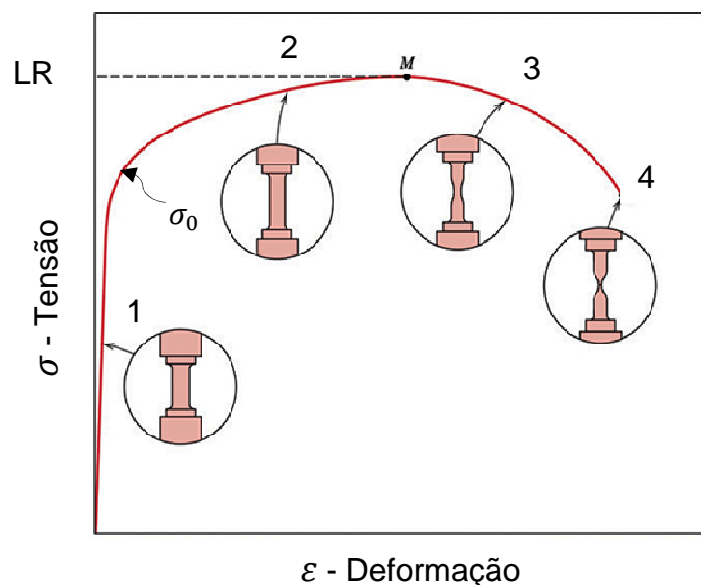


Figura 13 – Curva tensão versus deformação de engenharia (CALLISTER, 2007).

Ao analisar a curva obtida pelo ensaio de tração, pode-se observar que o corpo-de-prova na condição “1” está situado na região elástica, onde a tensão é linearmente proporcional à

deformação. Com o aumento da carga, até o valor específico correspondente ao limite de escoamento (σ_0), o “CP” sofre uma deformação plástica generalizada. Neste instante, o “CP” na condição “2” está deformado de forma permanente, embora ainda exista uma discreta recuperação elástica no material deformado. Neste momento, o aumento do encruamento do material faz com que o equipamento de ensaio produza mais tensão para aumentar a deformação plástica no “CP”. Conforme o “CP” se alonga, a área de sua seção transversal decresce uniformemente ao longo do seu comprimento útil. No início, o encruamento consegue suprir a diminuição da área da seção transversal do “CP” e a tensão de engenharia continua a aumentar com o aumento da deformação. Entretanto, há um ponto em onde o material é mais frágil, onde toda deformação plástica posterior será concentrada e haverá a diminuição da área da seção reta do “CP”, conforme a condição “3”. Como resultado, há a formação de um pescoço no “CP” da condição “4”, que cada vez mais irá se afinar diminuindo a seção reta rapidamente e fazendo com que a carga necessária para deformar o “CP” e, conseqüentemente, a tensão de engenharia diminuam, até que ocorra o rompimento total do material ensaiado (LAURITO, 2010; DOWLING, 1999).

Porém, o comportamento da curva descrita, chamada de tensão versus deformação de engenharia, não fornece um comportamento real da deformação de um metal, pois é inteiramente baseada das dimensões originais do corpo-de-prova, que também mudam ao longo do ensaio (DOWLING, 1999).

Na figura 14, pode ser observado um exemplo de comparação entre as curvas de tensão versus deformação de engenharia e sua respectiva curva verdadeira:

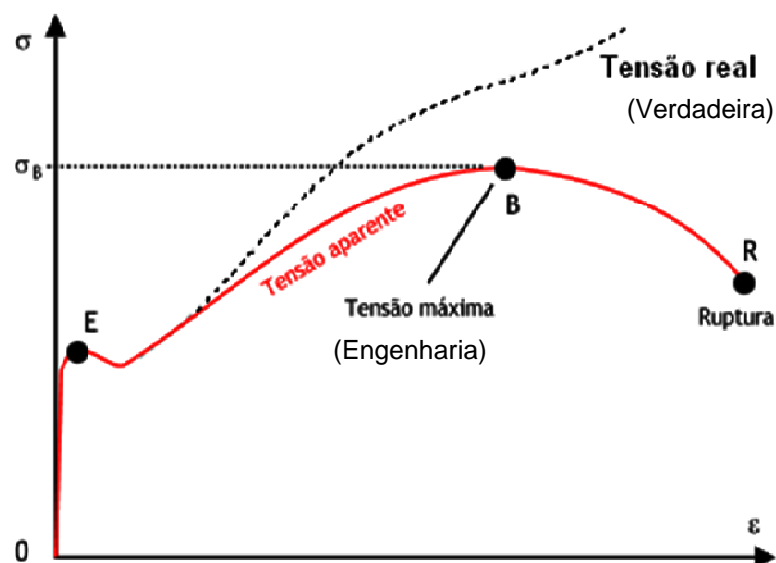


Figura 14 – Curvas tensão versus deformação de engenharia e verdadeira (AGUILAR, 2011).

CAPÍTULO 3

MATERIAIS & MÉTODOS

3.1 MATERIAL

O aço utilizado neste trabalho foi um aço grau LNE 500 com microestrutura ferrítica-perlítica, obtido via laminação a quente. Este aço foi doado pela CSN (Companhia Siderúrgica Nacional). Na condição inicial, ou seja, o aço grau LNE 500 ferrítico-perlítico, foi denominado no estado como-recebido.

3.2 DETERMINAÇÃO DO INTERVALO DE TEMPERATURA INTERCRÍTICA E DAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS, VIA TERMODINÂMICA COMPUTACIONAL

Considerando que os elementos de liga deslocam os campos de fase no diagrama Fe–C, a na zona crítica para este aço foi determinada com auxílio de simulação computacional. A faixa de temperatura para os tratamentos térmicos intercríticos, a fração volumétrica das fases em função da temperatura e os precipitados existentes nessa zona foram determinadas por meio da simulação computacional utilizando o programa THERMOCALC. Conhecendo-se a fração molar dos precipitados e a fração molar dos elementos que os compõem as diferentes temperaturas, ambos fornecidos pelo THERMOCALC, foram calculadas as concentrações dos principais elementos de liga que estariam presentes na forma de precipitados complexos e as concentrações que restariam em solução sólida após reaquecimento.

As simulações foram realizadas considerando a composição química das ligas elaboradas e a influência de seus principais elementos de liga (C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Mo, Al, Cu, Co, Ti, Nb, V e outros). Com estes resultados serão obtidas as equações que definem as quantidades de ferrita e austenita em função da temperatura de têmpera. Estes resultados foram validados, experimentalmente, por meio de metalografia qualitativa e quantitativa.

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS DE TÊMPERA

Para os tratamentos térmicos, o aço no estado como-recebido foi cortado em pequenos pedaços cúbicos de, aproximadamente, $1,0 \text{ cm}^3$. As amostras do aço foram tratadas sob atmosfera ambiente, em diferentes temperaturas em um forno da marca EDG modelo 3000/3P-S (Fig. 15) com tempo de encharque de 30 minutos. Um termopar foi inserido ao forno, junto às amostras, para aumentar a precisão na medida da temperatura das amostras. Após a total austenitização o aço foi resfriado em água à temperatura ambiente (têmpera).

A partir dos resultados obtidos pela simulação computacional, foram definidas as temperaturas dos tratamentos térmicos de têmpera. As temperaturas foram definidas de forma a abranger toda a zona crítica. Assim, amostras do aço LNE 500 no estado como-recebido foram temperadas partir de 680°C , 698°C , 780°C , 820°C , 842°C e 860°C . Deve-se enfatizar que a temperatura de 680°C está abaixo da zona crítica, que a temperatura de 860°C está acima desta zona e as demais temperaturas estão dentro da zona crítica.



Figura 15 – Forno marca EDG modelo 3000 utilizado nos tratamentos térmicos, presente no laboratório de metalografia da UNIFEI.

3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A caracterização microestrutural das amostras temperadas, a partir de diferentes temperaturas, e das amostras no estado como-recebido foi realizada por meio de metalografia qualitativa, utilizando microscopia óptica e eletrônica de varredura, e quantitativa com auxílio do programa “Image J” para quantificação das fases.

A preparação metalográfica seguiu os procedimentos normais de metalografia. As amostras foram embutidas a quente, lixadas com lixa de SiC e polidas com solução de alumina, de 0,3 e 0,05 μ , e solução de OPU. Após a preparação metalográfica, as amostras foram atacadas quimicamente com solução de nital 2% (98% de álcool e 2% de ácido nítrico). As amostras foram atacadas por imersão por tempos que variaram de 3 a 6 segundos. A lixadeira/politriz e a embutidora são mostradas na figura 16.



Figura 16 – Lixadeira/ politriz e embutidora utilizadas, ambas da marca Arotec, presente no laboratório de metalografia da UNIFEI.

A microscopia óptica foi realizada utilizando um microscópio óptico da marca Carl Zeiss modelo JENA VERT (Fig. 17), com câmera digital e software para análise de imagens.



Figura 17 – MO da marca Carl Zeiss modelo JENA VERT, presente no laboratório de metalografia da UNIFEI.

A análise por microscopia eletrônica de varredura foi realizada em um MEV da marca Carl Zeiss modelo LEO (Fig. 18).



Figura 18 – MEV da marca Carl Zeiss modelo LEO 1450 VP instalado no laboratório de microscopia da USP/EEL.

3.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Para avaliar a influência das diferentes microestruturas nas propriedades mecânicas do aço temperado e daquele na condição de CR, foram realizados ensaios de dureza, impacto e tração uniaxial.

3.5.1 Ensaios de dureza

As medidas de dureza foram realizadas de acordo com a norma ASTM E18 – 12 (2008) nas amostras no estado como-recebido e naquelas temperadas a partir de diferentes temperaturas. Foram feitas dez medidas para cada condição. As medidas de durezas foram

feitas na escala Rockwell C para as amostras tratadas termicamente e na escala Rockwell B para as amostras no estado como-recebido. A figura 19 mostra o durômetro utilizado.



Figura 19 – Durômetro da marca Ottowolpert-Werke modelo Testor, presente no laboratório de metalografia da UNIFEL.

3.5.2 Ensaio de impacto

Para determinar a tenacidade à fratura das amostras do aço em estudo, foram confeccionados 42 corpos-de-prova para realização do ensaio de impacto do tipo Charpy, sendo 6 destes CP's destinados a cada uma das temperaturas de têmpera e outros 6 CP's para o aço no estado como-recebido.

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados, conforme a norma ABNT/NBR 6656:2008, para se avaliar a influência das diferentes microestruturas na tenacidade à fratura deste aço. A figura 20 mostra a máquina de ensaio de impacto utilizada nos experimentos.



Figura 20 – Máquina de ensaio de impacto do tipo Charpy da marca Jinan Shidai Xinguang Instruments, presente no laboratório de ensaios mecânicos da UNIFEI.

3.5.3 Ensaio de tração uniaxial

Os ensaios de tração uniaxial foram realizados nos aços na condição de como-recebido e também naqueles temperados a partir de diferentes temperaturas, conforme norma ABNT/NBR 6892:2002, que possibilitou determinar propriedades como tensão de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento total. Além disso, NBR 6892:2002, especifica as condições de temperatura para a realização do ensaio devendo permanecer no intervalo de $23\pm 5^{\circ}\text{C}$.

O ensaio de tração foi realizado a uma velocidade de 10 mm/min, ou seja, a qual normalmente é usada nos laboratórios de ensaios e nas empresas.

Os ensaios foram realizados em sistema de testes servo-hidráulicos para ensaios mecânicos da marca Instron, modelo 8874, com capacidade axial de até 25 kN (Fig. 21).



Figura 21 – Máquina para ensaio de tração da marca Instron modelo 8874, presente no laboratório de ensaios mecânicos da UNIFEI.

Foram confeccionados 3 corpos-de-prova para cada condição, isto é, para o aço no estado como-recebido e naqueles temperados a partir de 680°C, 698°C, 780°C, 820°C, 842°C e 860°C. Os corpos-de-prova estão de acordo com a norma ABNT/NBR 6892:2002. Na figura 22 é mostrado o CP utilizado para este ensaio e suas medidas.

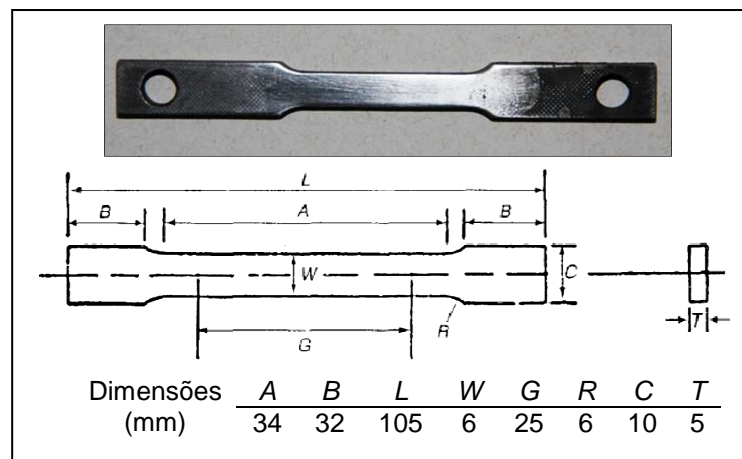


Figura 22 – CP de tração utilizado para os ensaios de tração, norma ABNT/NBR 6892:2002.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS & DISCUSSÃO

4.1 SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL

Utilizando o programa THERMOCALC, foi possível determinar a faixa de temperatura para os tratamentos térmicos intercríticos e a zona crítica do diagrama de fases, onde a ferrita e a austenita se encontram em equilíbrio. As simulações foram realizadas considerando a composição química das ligas elaboradas e a influência de seus principais elementos de liga. Os resultados obtidos pela simulação computacional mostram que a faixa de temperatura para os tratamentos térmicos intercríticos, para o aço LNE 500, se encontra entre 680°C e 850°C e as frações molares de ferrita e austenita na zona crítica variam de acordo com o gráfico mostrado na figura 23.

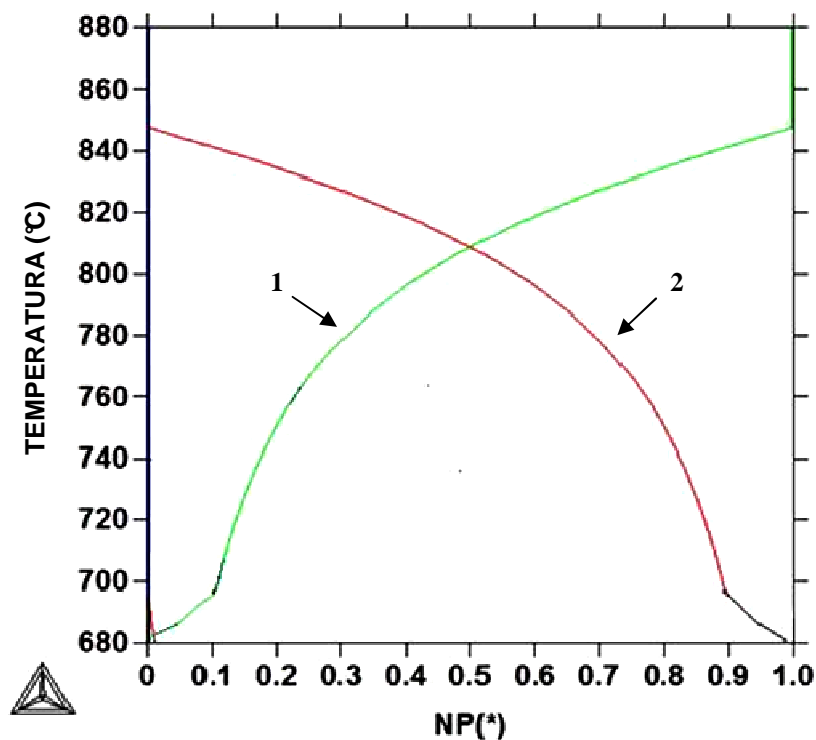


Figura 23 – Frações molares (NP) de austenita (1) e ferrita (2) em função da temperatura, dentro da zona crítica.

4.2 METALOGRAFIA QUALITATIVA E QUANTITATIVA

O aço grau LNE 500 no estado como-recebido, é formado por uma microestrutura composta pelas fases ferrita (região clara) e perlita (região escura), como mostra a figura 24.

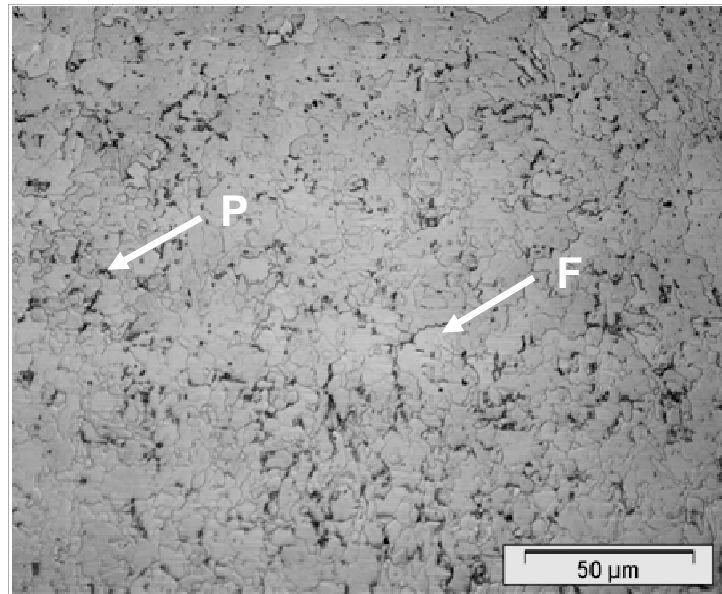


Figura 24 - Micrografia do aço grau LNE 500 no estado como-recebido. Imagem obtida via microscopia óptica (Nital 2%).

A figura 25 mostra as imagens da microestrutura do aço temperado em diferentes temperaturas, obtidas via microscopia óptica. Deve-se salientar que o aço foi temperado abaixo, dentro e acima da zona crítica, de forma a validar os resultados obtidos pela simulação computacional.

Por meio dessas figuras, observa-se que o aço temperado a partir de 680°C (abaixo da zona crítica) é formado pelas fases ferrita (região clara) e perlita (região escura), como mostrado pela figura 25a. As figuras 25b a 25e mostram as imagens dos aços temperados dentro da zona crítica, ou seja, a partir das temperaturas de 698°C, 780°C, 820°C e 842°C, onde se observa que nestas condições eles são formados por diferentes frações volumétricas de ferrita (região clara) e martensita (região escura). Observa-se também que o aço temperado acima da zona crítica (860°C) é formado unicamente pela fase martensita, como mostra a figura 25f. Estes resultados mostram que as microestruturas formadas pelas fases ferrita e martensita foram encontradas nas amostras tratadas entre 698°C e 842°C, de acordo com os resultados obtidos pelo programa THERMOCALC. Foi observado também que as frações volumétricas de martensita variam significativamente com o aumento da temperatura de têmpera intercrítica.

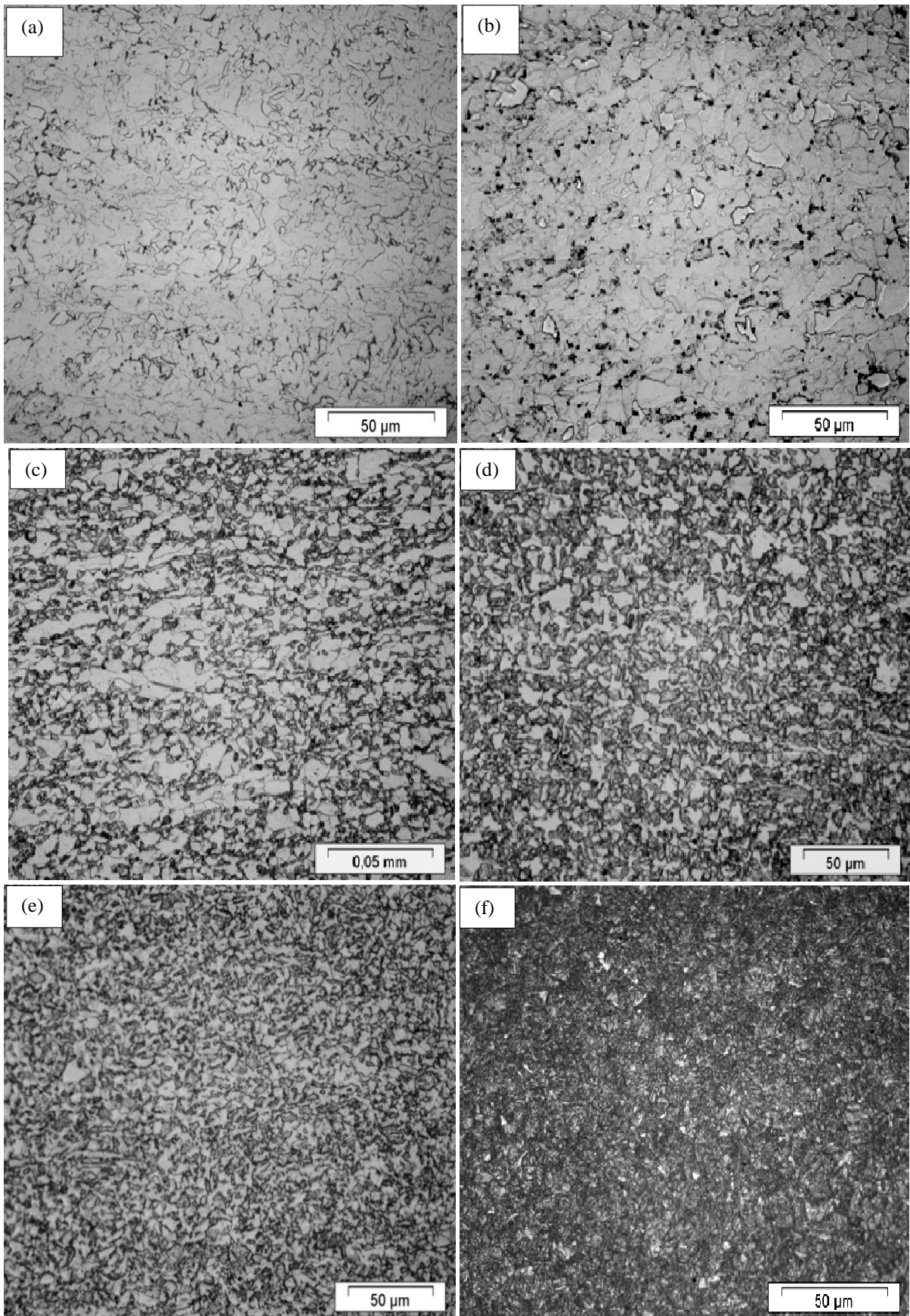


Figura 25 - Micrografias do aço em diferentes condições: (a) 680°C, (b) 698°C, (c) 780°C, (d) 820°C, (e) 842°C e (f) 860°C. Ataque químico com Nital 2% e aumento de 500x.

As frações volumétricas de ferrita e martensita em função da temperatura de têmpera foram determinadas utilizando metalografia quantitativa, com auxílio do programa “Image J”. A tabela 5 mostra as frações volumétricas das fases ferrita e martensita, determinadas experimentalmente, junto com as frações volumétricas de ferrita e austenita, determinadas pela simulação computacional.

Considerando que toda a austenita se transforma em martensita no processo de têmpera, pode-se concluir que os resultados experimentais estão de acordo com aqueles obtidos pela simulação computacional. Entretanto, sabe-se que a região considerada como martensita pode conter pequenas frações volumétricas de austenita retida, bainita e perlita, as quais não são reveladas claramente utilizando ataque químico com Nital.

Tabela 5 - Frações volumétricas de ferrita, austenita e martensita, obtidas por simulação computacional e experimentalmente por metalografia quantitativa.

Temperatura de Têmpera (°C)	Frações volumétricas (%)			
	Simulação computacional		Metalografia quantitativa ($\pm 13\%$)	
	Ferrita	Austenita	Ferrita	Martensita
680*	—	—	—	—
698	90	10	82	18
780	70	30	59	41
820	40	60	48	52
842	10	90	18	82
860*	0	100	0	100

* A temperatura de 680°C está abaixo da zona crítica e a temperatura de 860°C está acima da zona crítica.

A figura 26 mostra a variação da fração volumétrica de martensítica com a temperatura de têmpera. Observa-se que na amostra temperada a partir de 680°C não é evidenciada a presença de martensita, já que esta foi tratada em uma temperatura abaixo da zona crítica. Observa-se que nas amostras temperadas a partir de 698°C há um aumento significativo na fração volumétrica da fase martensítica, onde atinge seu valor máximo (100%) na amostra tratada em 860°C.

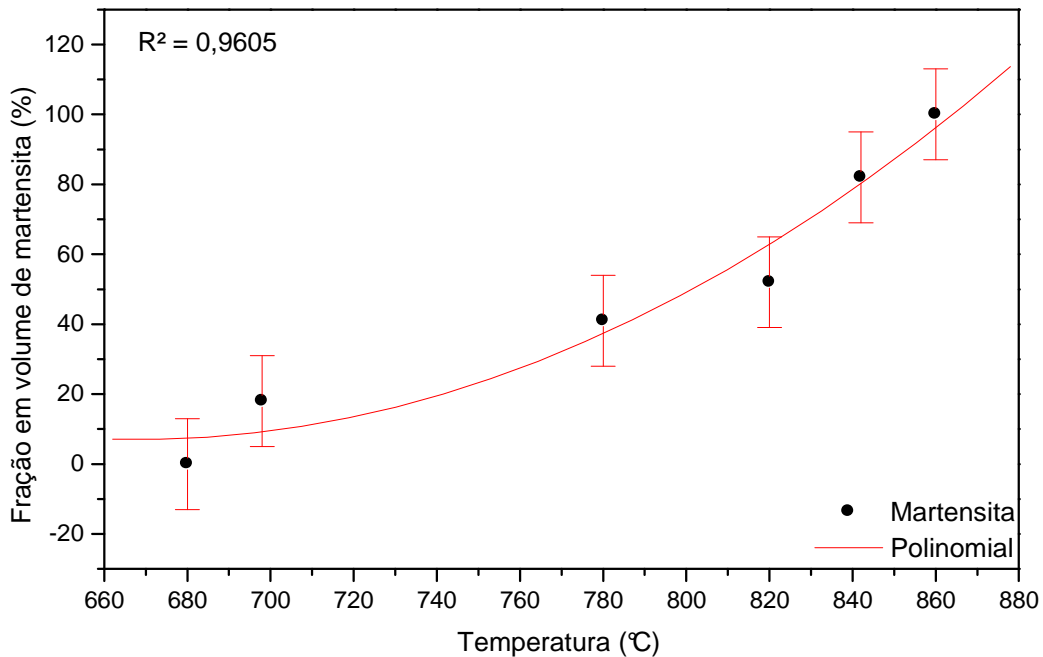


Figura 26 – Variação da fração volumétrica de martensita em relação a temperatura de têmpera.

Com o objetivo de avaliar a presença das fases austenita retida, bainita e perlita na região considerada como martensita, nas imagens obtidas por MO, foram realizadas análises via microscopia eletrônica de varredura.

Foram captadas 2 imagens do aço em cada condição com ampliações de 2000x e 5000x. A figura 27 mostra as imagens do aço no estado como-recebido e, como esperado, observa-se a presença de uma matriz ferrítica com ilhas de perlita. A mesma microestrutura foi observada para o aço temperado a partir de 680°C, como mostra a figura 28. Na figura 29, para o aço temperado a partir de 698°C, é observado o início da formação da fase martensita nos contornos de grãos. As figuras 30, 31 e 32 mostram as micrografias dos aços tratados a 780°C, 820°C e 842°C. Nestas condições, observa-se que o aço é formado por diferentes frações volumétricas de ferrita, martensita e bainita. Observa-se, visualmente, que a fração volumétrica de bainita/ martensita aumenta com o aumento da temperatura de têmpera e que estas fases vêm “crescendo” nos contornos dos grãos e formando placas cada vez maiores. Na figura 33 é possível observar o aço tratado a 860°C, que é formado majoritariamente pela fase martensítica e pequenas quantidades de ferrita.

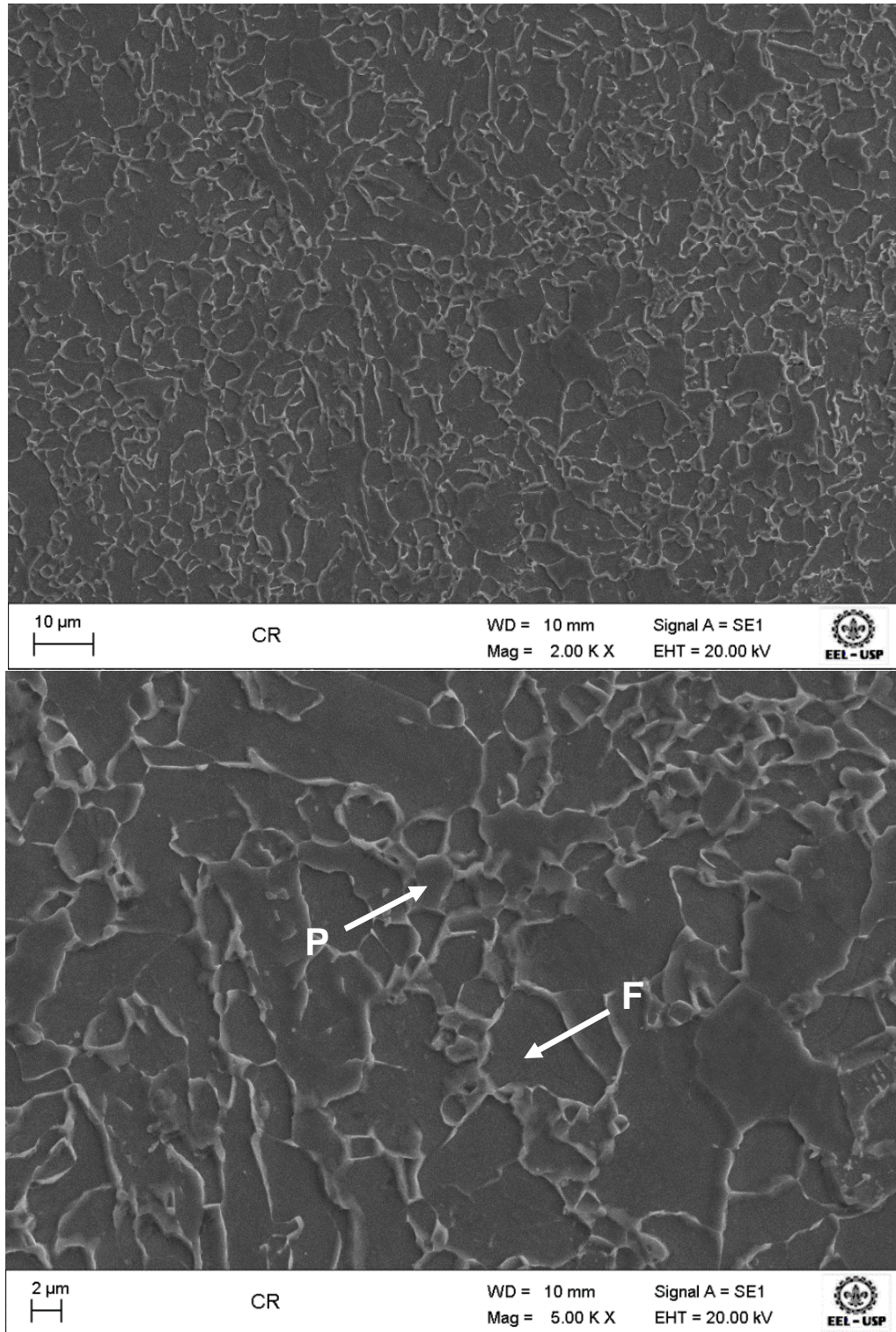


Figura 27 – Microscopia eletrônica de varredura do aço LNE 500, no estado como-recebido.

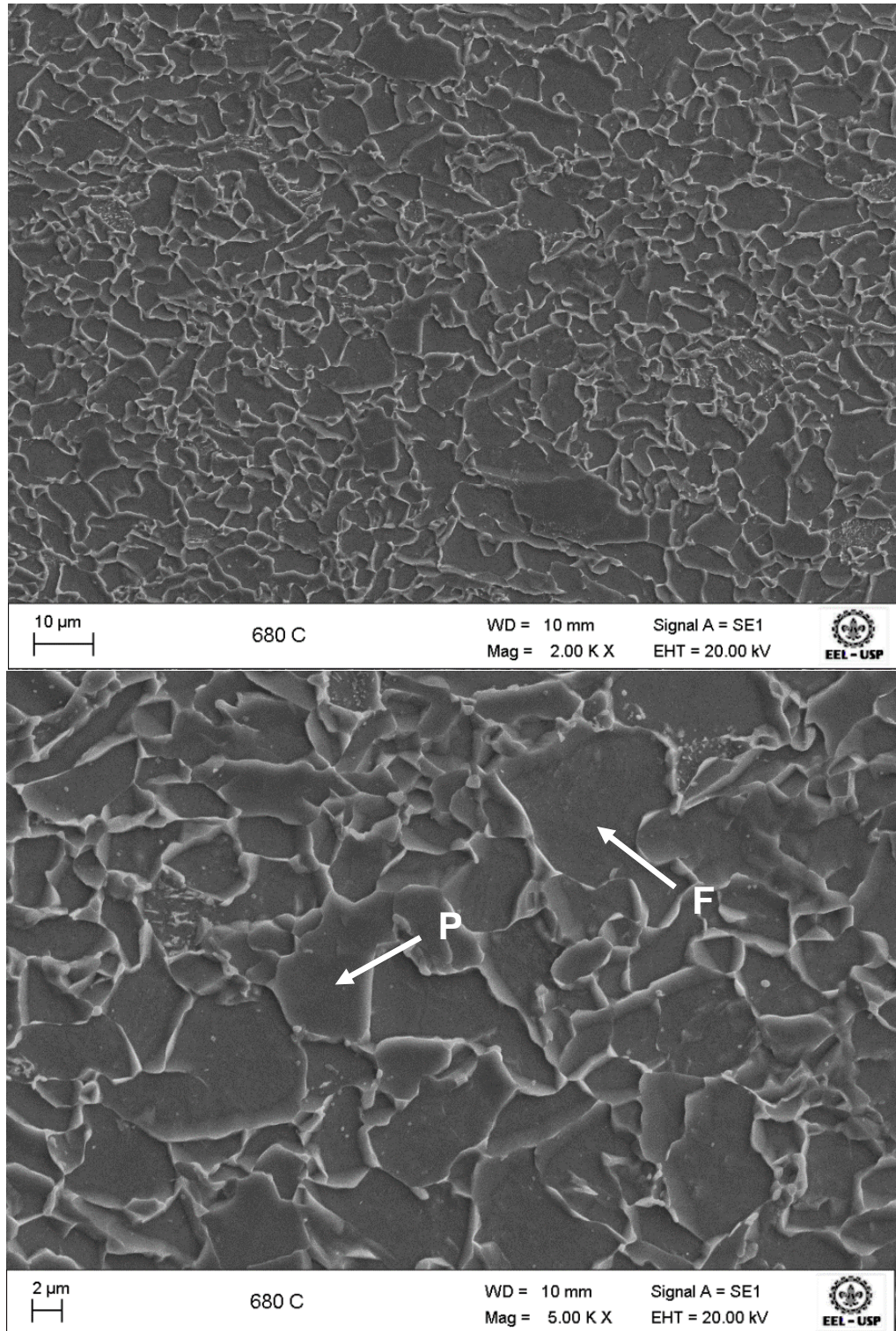


Figura 28 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 680°C.

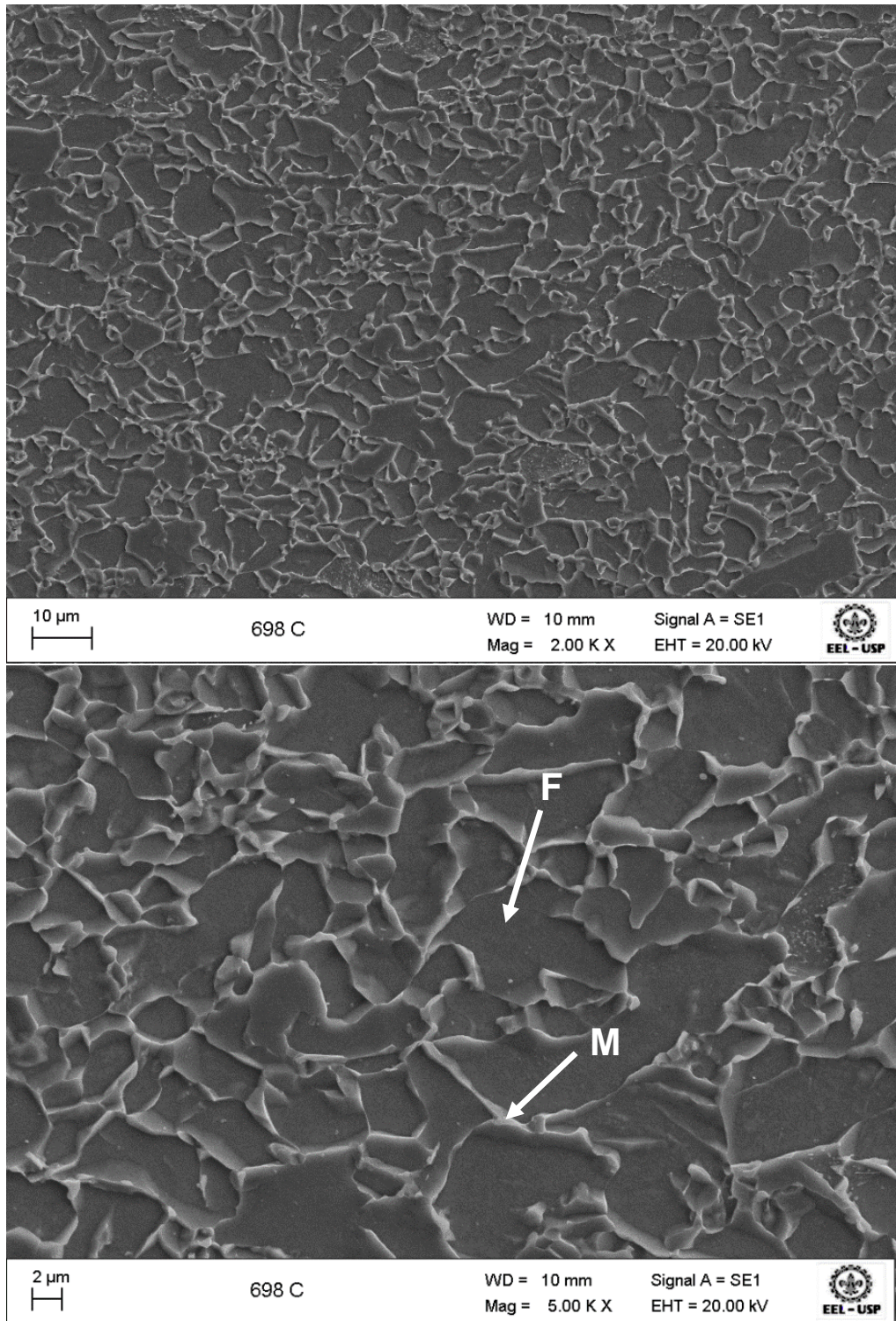


Figura 29 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 698°C.

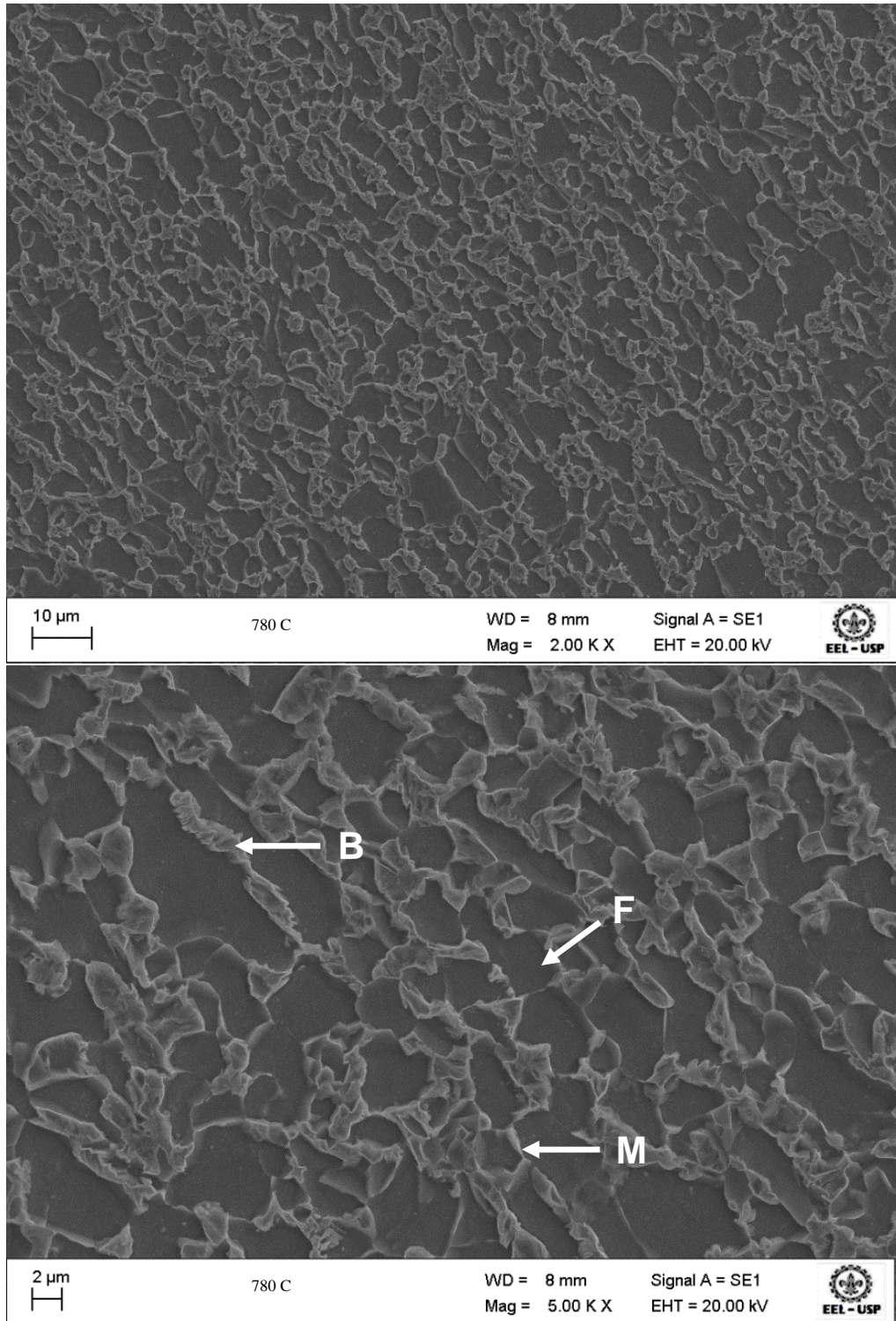


Figura 30 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 780°C.

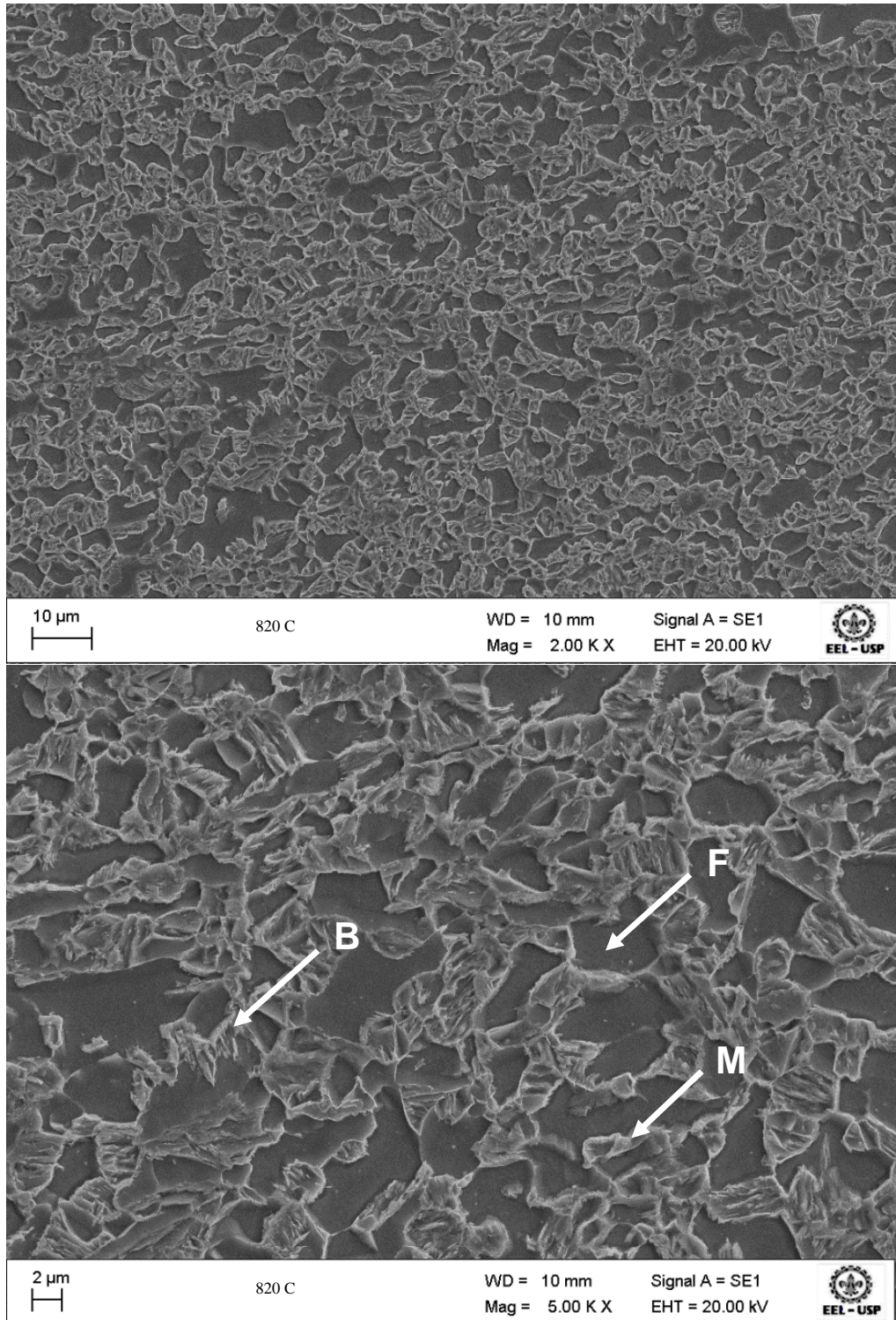


Figura 31 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 820°C.

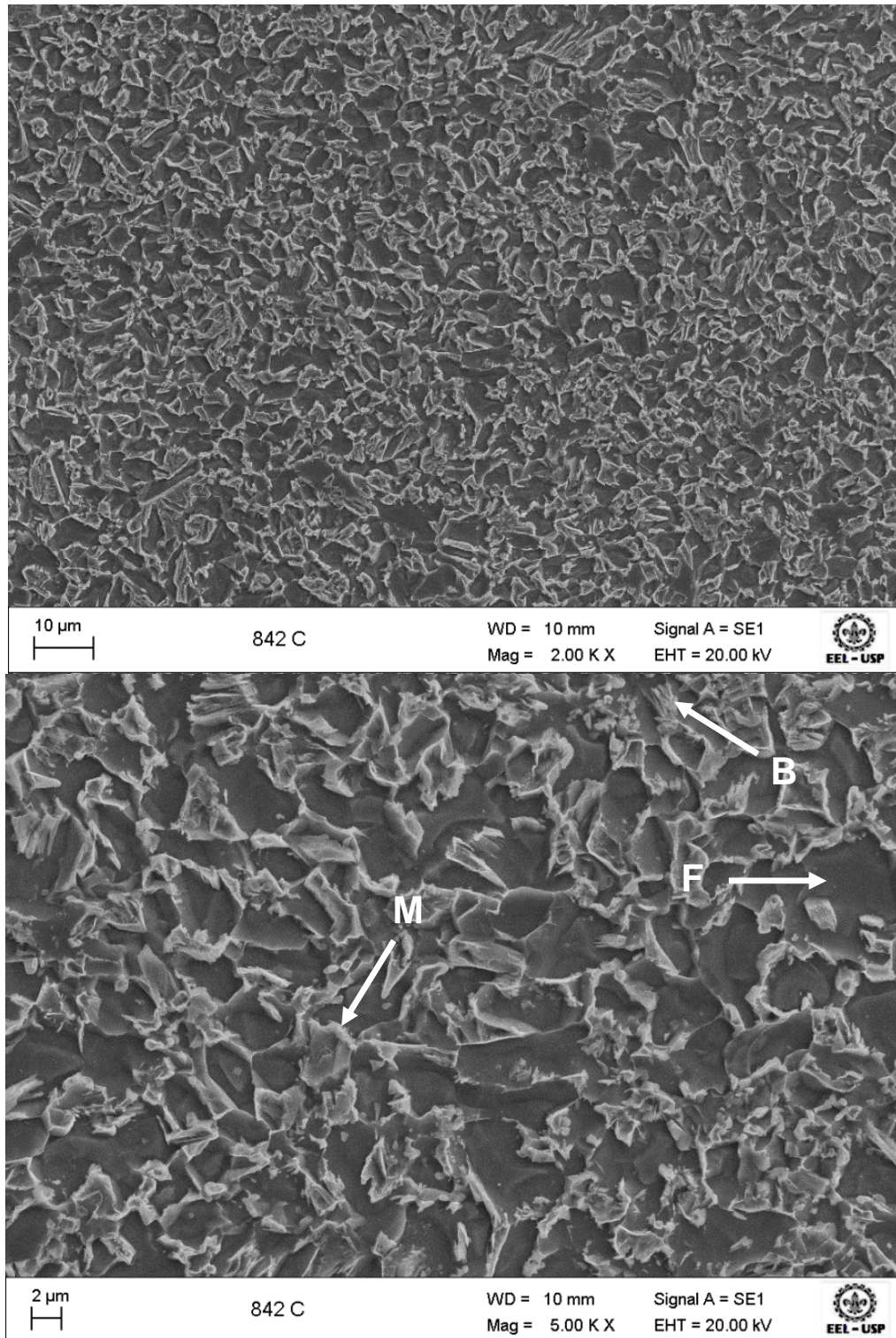


Figura 32 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 842°C.

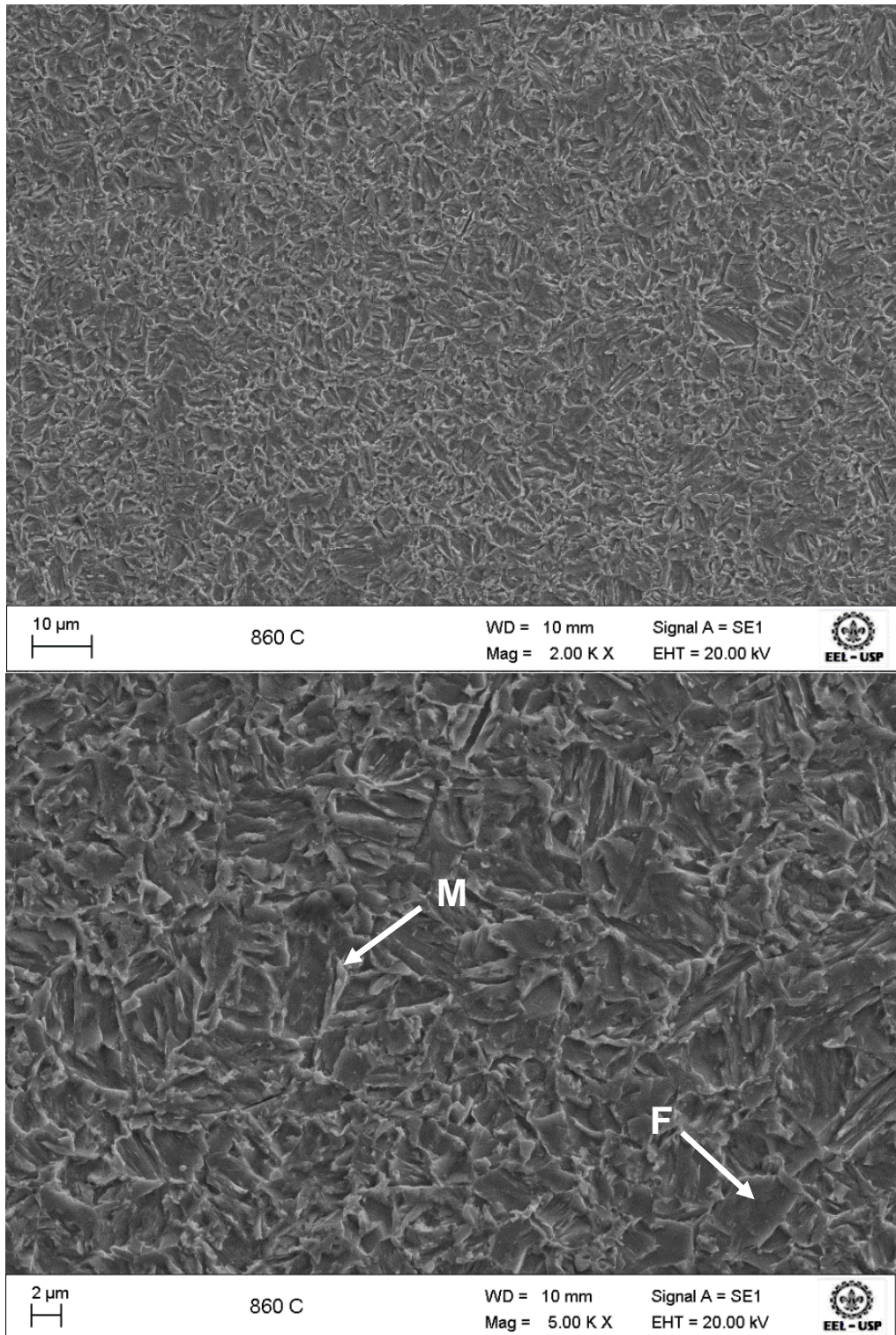


Figura 33 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra temperada em 860°C.

4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

4.3.1 Ensaio de dureza

A tabela 6 mostra os resultados dos ensaios de dureza das amostras no estado como-recebido e nas amostras temperadas a partir de 680°C, 698°C, 780°C, 820°C, 842°C e 860°C. As medidas foram feitas em duas escalas: Rockwell B (HRB), com carga de 100kg utilizando esfera de aço de 1/16 polegadas, para as amostras no estado como-recebido e nas temperaturas de 680°C, 698°C, 780°C, 820°C; Rockwell C (HRC), com carga de 150kg e indentador de diamante, para as temperaturas de 842°C e 860°C. A conversão da escala HRB para HRC foi adotada porque a partir de determinados valores na escala HRB os mesmos se tornam menos confiáveis.

Os resultados das medidas de dureza mostram que as amostras temperadas possuem valores de dureza maiores do que aquela no estado como-recebido. Pode-se observar que as amostras tratadas 680°C, 698°C e 780°C não apresentam variação significativa nos valores de dureza. Entretanto, quando se compara os valores de dureza das amostras tratadas a 820°C, 842°C e 860°C, observa-se um aumento da dureza.

Nas têmperas de 680°C e 698°C os valores das médias das durezas coincidem em 95,8 HRB e quase se igualam em 780°C que possui uma medida de 95,5 HRB. A partir daí, quando a presença da fase martensítica é dominante, nas amostras temperadas em 820°C, 842°C e 860°C, ou seja, nas amostras com 52%, 82% e 100% de martensita, há um incremento acentuado na dureza do aço temperado chegando a 37,7 HRC (aproximadamente 110 HRB).

Ademais, pode-se observar que os diferentes tratamentos térmicos de têmpera não causaram um aumento significativo da dureza quando comparados com as amostras no estado como-recebido. A figura 34 mostra o comportamento discutido acima.

Tabela 6 – Ensaio de dureza das amostras do aço grau LNE 500: no estado CR e aquelas tratadas a 680°C, 698°C, 780°C, 820°C (escala HRB); tratadas a 842°C e 860°C (escala HRC).

Medidas	Temperatura						
	C.R.	680°C	698°C	780°C	820°C	842°C	860°C
1	89	96	96	97	96	30	40
2	91	97	96	96	98	32	36
3	89	96	95	95	97	33	36
4	90	97	97	98	97	26	35
5	88	95	96	95	98	34	38
6	91	96	97	95	99	30	32
7	92	95	97	96	99	30	41
8	92	95	95	94	100	34	41
9	91	96	94	94	98	30	39
10	92	95	95	95	100	29	39
Média	90,5	95,8	95,8	95,5	98,2	30,8	37,7

(106 HRB) (110 HRB)

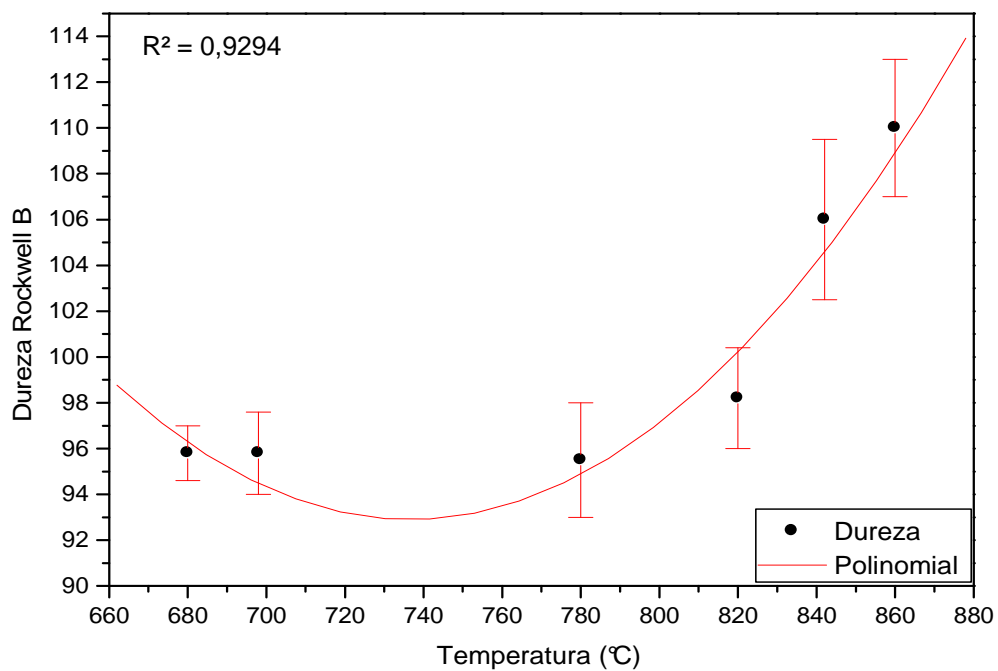


Figura 34 – Variação da dureza em função da temperatura de têmpera.

4.3.2 Ensaio de impacto Charpy

Os ensaios de impacto do tipo Charpy foram realizados nas amostras no estado como-recebido e naquelas temperadas a partir de 680°C, 698°C, 780°C, 820°C, 842°C e 860°C.

Os resultados obtidos por meio dos ensaios de impacto mostram um significativo aumento nos valores de tenacidade à fratura do aço, quando se compara o aço no estado como-recebido com aqueles temperados nas diferentes temperaturas. Além disso, observou-se também que o aumento da fração volumétrica de martensita causa um aumento nos valores de tenacidade à fratura, exceto para a amostra temperada em 780°C.

As amostras no estado como-recebido e aquelas temperadas a partir de 680°C, ambas com microestrutura ferrítica-perlítica, apresentam um valor médio de 112 J/cm² e 234 J/cm², respectivamente, mostrando os efeitos do processo de têmpera. Quando são comparados os resultados dos ensaios de impacto das amostras temperadas em diferentes temperaturas, observa-se que há uma diminuição nos valores de tenacidade quando se comparam as amostras tratadas 680°C (234 J/cm²), 698°C (199 J/cm²) e 780°C (177 J/cm²). Comparando-se as amostras tratadas a partir de 780°C, ou seja, 780°C, 820°C, 842°C e 860°C, observa-se um aumento significativo nos valores de tenacidade à fratura. Em 780°C o valor foi de 177 J/cm², a 820°C de 225 J/cm², a 842°C de 219 J/cm² e 860°C de 234 J/cm². Estes resultados são demonstrados por meio da tabela 7 e do gráfico da figura 35.

Tabela 7 – Ensaio de impacto do tipo Charpy do aço LNE 500 (J/cm²).

Corpos de Prova	Temperatura						
	C.R.	680°	698°	780°	820°	842°	860°
1	104	228	198	178	208	200	220
2	136	236	200	180	212	238	224
3	138	244	208	184	236	200	236
4	101	228	192	170	236	231	246
5	96	236	198	178	224	223	244
6	98	234	196	174	232	224	232
Média	112	234	199	177	225	219	234

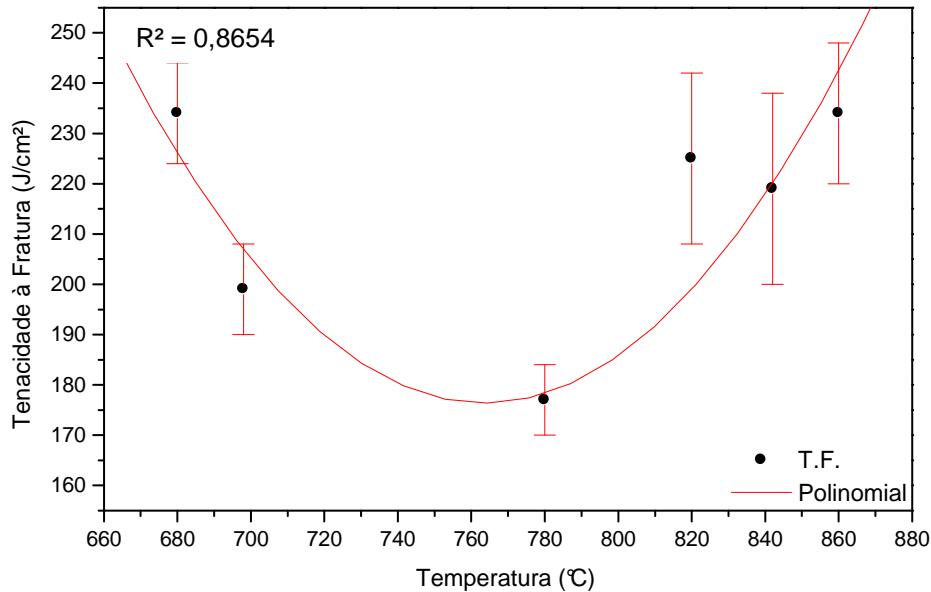


Figura 35 – Tenacidade à fratura em função da temperatura de têmpera.

4.3.3 Ensaio de tração uniaxial

4.3.3.1 Curvas tensão versus deformação

A figura 36 mostra a curva tensão versus deformação de engenharia para o aço no estado como-recebido e para aqueles temperados a partir de 680°C, 698°C, 780°C, 820°C, 842°C e 860°C. Por meio deste gráfico, observa-se que o aço no estado como-recebido e aqueles temperados a partir de como 680°C e 698°C apresentam escoamento definido, ao contrário daqueles temperados a 780°C, 820°C, 842°C e 860°C, onde o patamar da tensão de escoamento não é definido, comportamento típico dos aços bifásicos.

Os resultados mostram que os tratamentos térmicos em 780°C, 820°C, 842°C e 860°C diminuem significativamente a ductilidade deste aço. Observa-se que com o aumento da fração volumétrica de martensita, há um aumento nos valores do limite de resistência à tração. Para a determinação das tensões de escoamento nas amostras temperadas em 680°C e 698°C, além daquela no estado-como recebido, foi realizada uma média de algumas medidas tomadas na região da tensão de escoamento inferior da curva tensão versus deformação destes materiais. Para as amostras tratadas a partir de 780°C, 820°C, 842°C e 860°C, onde há ausência de patamar definido, os valores da tensão de escoamento foram calculados a 0,2% de deformação. Os resultados mostraram que com aumento da fração volumétrica de martensita há um aumento significativo nesses valores, como mostrado na tabela 8. Observou-se também que os tratamentos a partir de 680°C e 698°C não alteraram significativamente os valores de

alongamento total, quando comparados com a condição de como-recebido em 29,4%, 29,5 % temperado a partir de 680°C e 29,5% quando temperado a partir de 698°C. Entretanto, o aumento da fração volumétrica de martensita causa uma diminuição significativa nos valores de alongamento, 19,3% quando temperado a partir de 780°C, 18,7% quando temperado a partir de 842°C e 11% quando temperado a partir de 860°C. Porém, na amostra temperada a partir de 820°C, o alongamento total foi de 21,7%, não seguindo o mesmo comportamento.

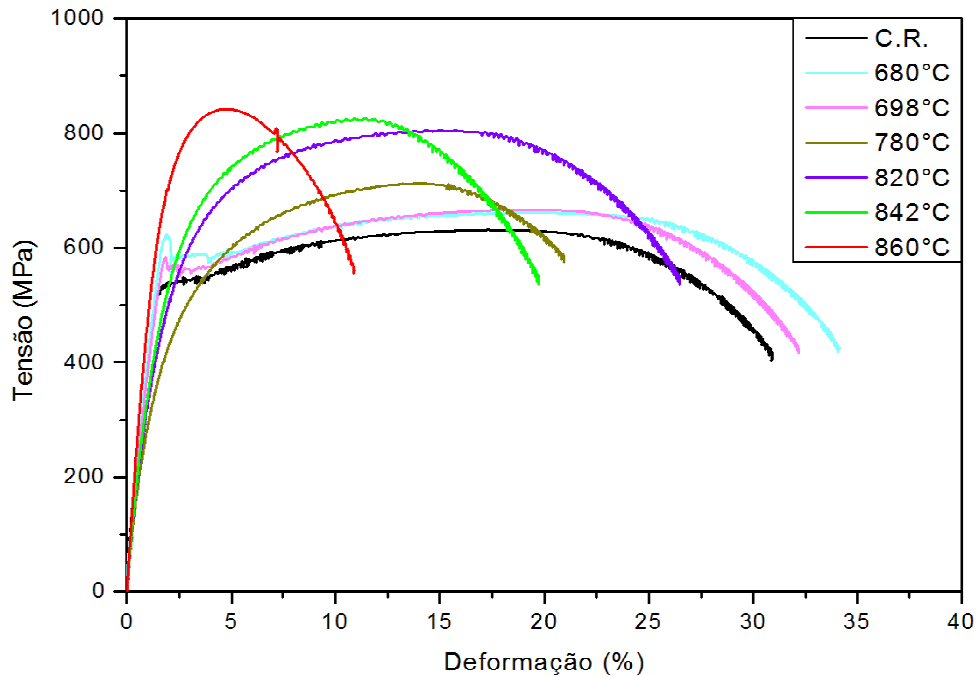


Figura 36 – Curvas tensão versus deformação de engenharia para o aço LNE 500 no estado como-recebido e temperado a partir de 680°C, 698°C, 780°C, 820°C, 842°C e 860°C.

Tabela 8– Propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de tração uniaxial.

Condição	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Limite de ruptura (MPa)	Alongamento total (%)	Alongamento uniforme (-)
Como-recebido	536	632	405	29,4	17,3
Têmpera de 680°C	588	662	419	29,5	19,5
Têmpera de 698°C	561	667	417	27,1	19,2
Têmpera de 780°C	289*	713	579	19,3	14,0
Têmpera de 820°C	362*	806	536	21,7	15,0
Têmpera de 842°C	406*	826	537	18,7	11,4
Têmpera de 860°C	478*	842	560	11,0	4,8

* Valores calculados a 0,2%

Os gráficos das figuras 37, 38 e 39 mostram o comportamento de limite de resistência (LR), tensão de escoamento (LE), alongamento total (At) e alongamento uniforme (ϵ_u) em função da temperatura de têmpera, respectivamente. Observa-se que o LR aumenta com o aumento da fração volumétrica de martensita, ou seja, conforme o aumento da temperatura de têmpera das amostras. A tensão LE diminui quando comparamos os tratamentos térmicos de 680°C (588 MPa), de 698°C (561 MPa) e 780°C (289 MPa). Por outro lado, a partir de 780°C há um aumento nesses valores com o aumento da fração volumétrica de martensita. Quando temperado a partir de 820°C a tensão LE é de 362 MPa, quando temperado a partir de 842°C a tensão LE é de 406 MPa e quando temperado a partir de 860°C a tensão LE é de 478 MPa. Observa-se, por meio da figura 39, que o alongamento total e uniforme tendem a diminuir em função do aumento da fração volumétrica de martensita.

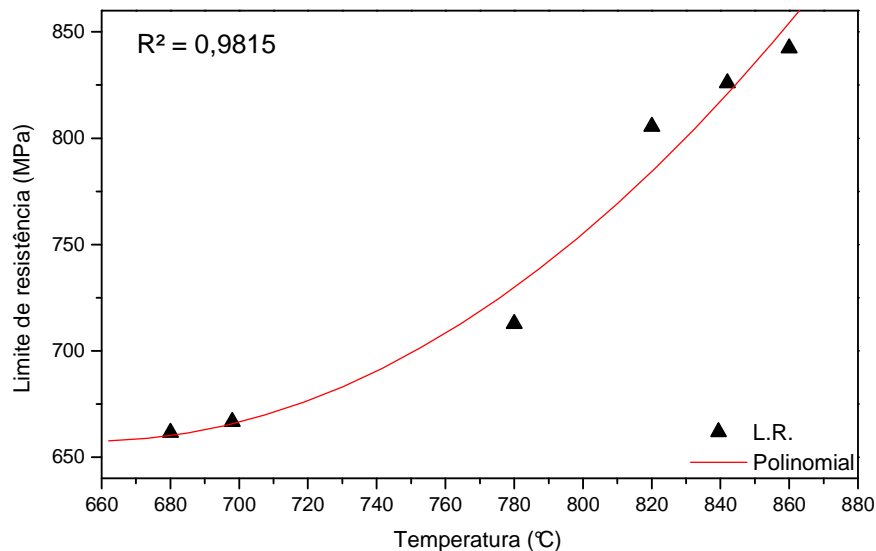


Figura 37 – Variação do limite de resistência com as temperaturas de têmpera.

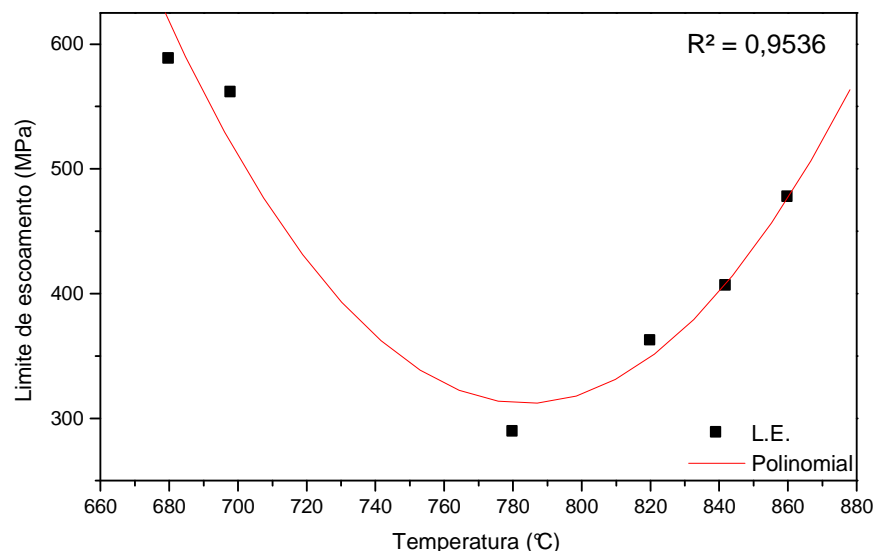


Figura 38 – Variação da tensão de escoamento com as temperaturas de têmpera.

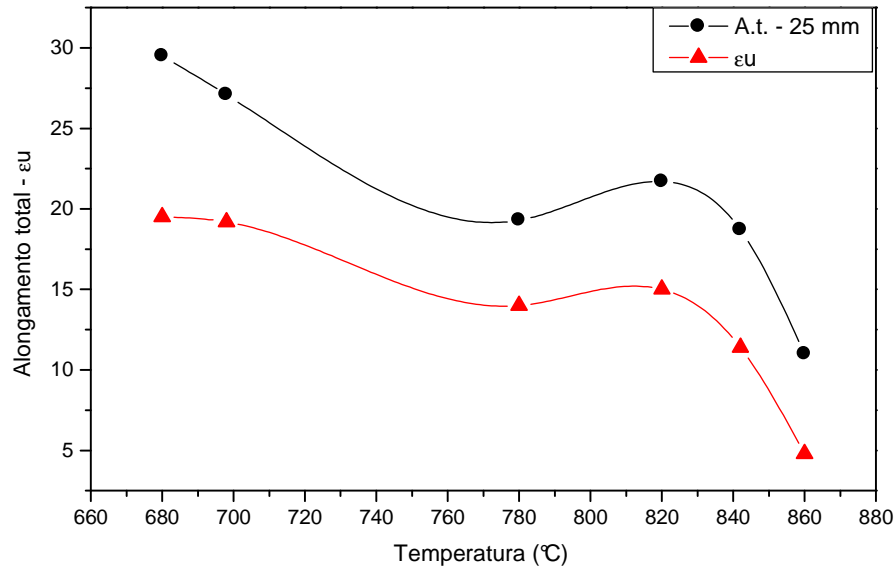


Figura 39 – Variação dos alongamentos total e uniforme com as temperaturas de têmpera.

4.3.3.2 Expoente de Encruamento (n) e Coeficiente de Resistência (K)

O gráfico da figura 40 mostra as curvas $\log \sigma$ versus $\log \epsilon$ para as diferentes condições do aço. Por meio desta figura pode-se observar o nítido aumento da inclinação destas curvas para as amostras temperadas que contém alta fração volumétrica de martensita, indicando um significativo aumento no expoente de encruamento “n”.

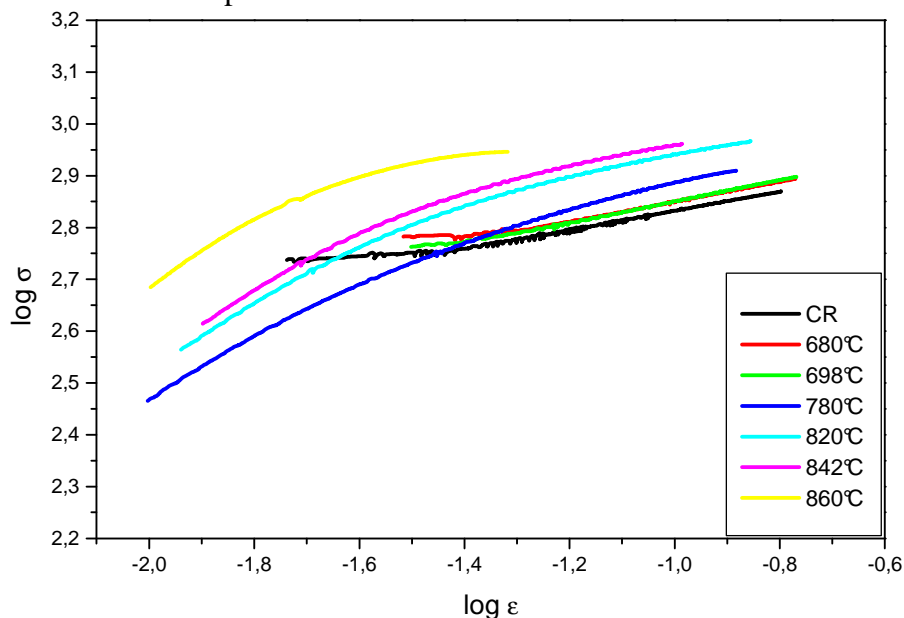


Figura 40 – Curvas $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ do aço nas diferentes condições estudadas.

Para o cálculo do expoente de encruamento “n” e do coeficiente de resistência “K”, para todas as condições estudadas, foi utilizada a lei de encruamento de Hollomon.

As figuras de 41 a 47 mostram os ajustes e as equações obtidas, onde, para efeito de análise, somente é considerada a parcela plástica da deformação, tomados os valores constituídos do limite de escoamento até a o limite de resistência a tração, do aço estudado.

A tabela 9 mostra os valores calculados de “n” e “K”.

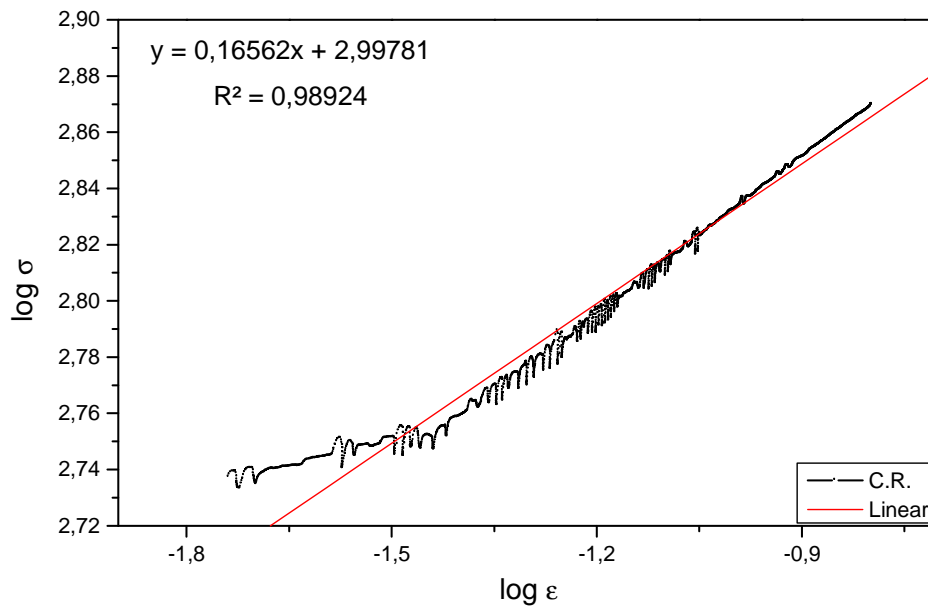


Figura 41 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra no estado como-recebido.

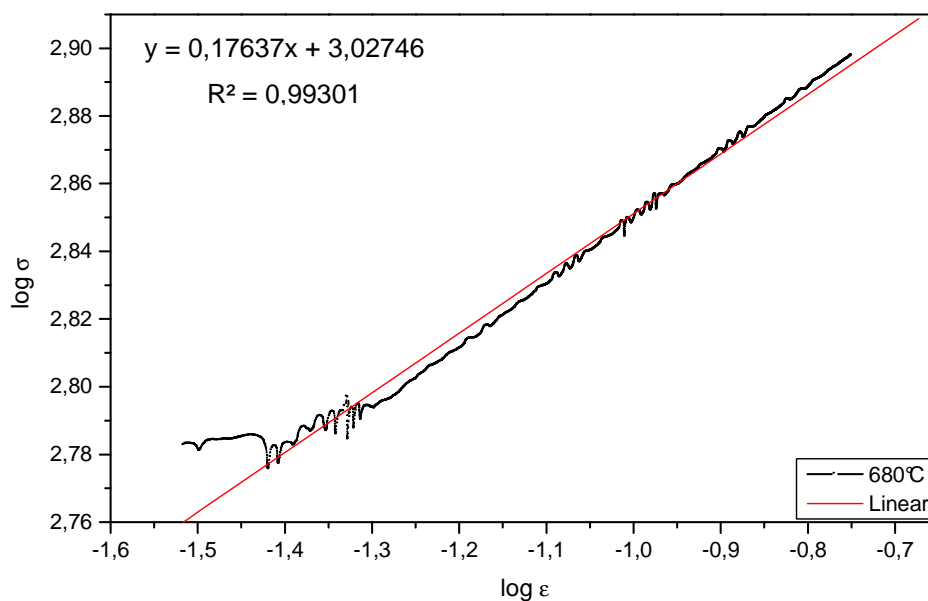


Figura 42 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 680°C.

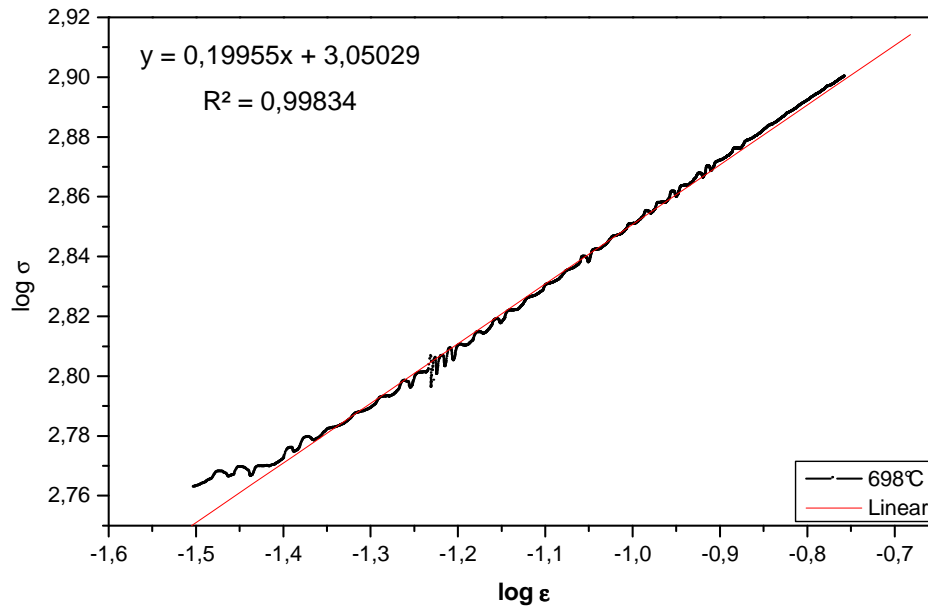


Figura 43 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 698°C.

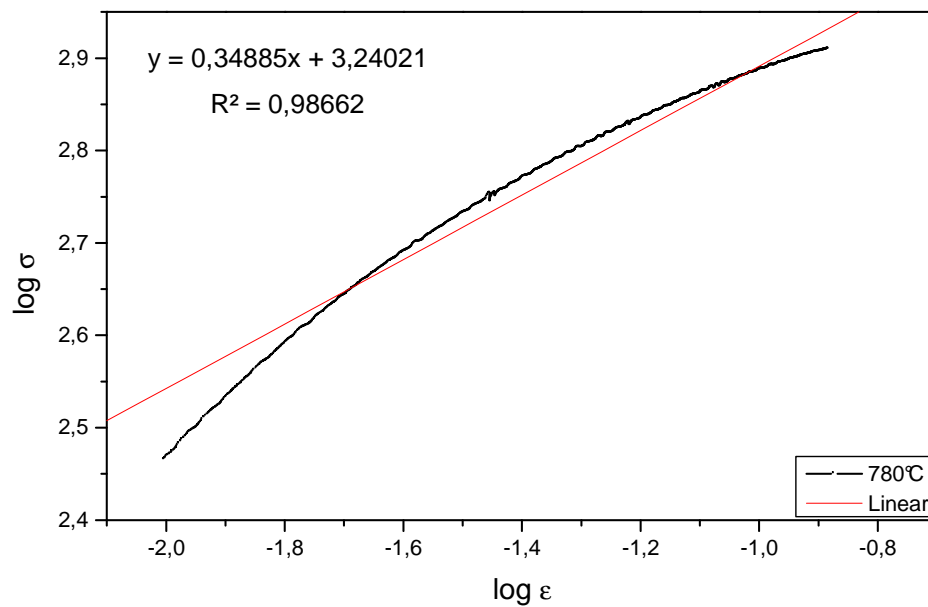


Figura 44 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 780°C.

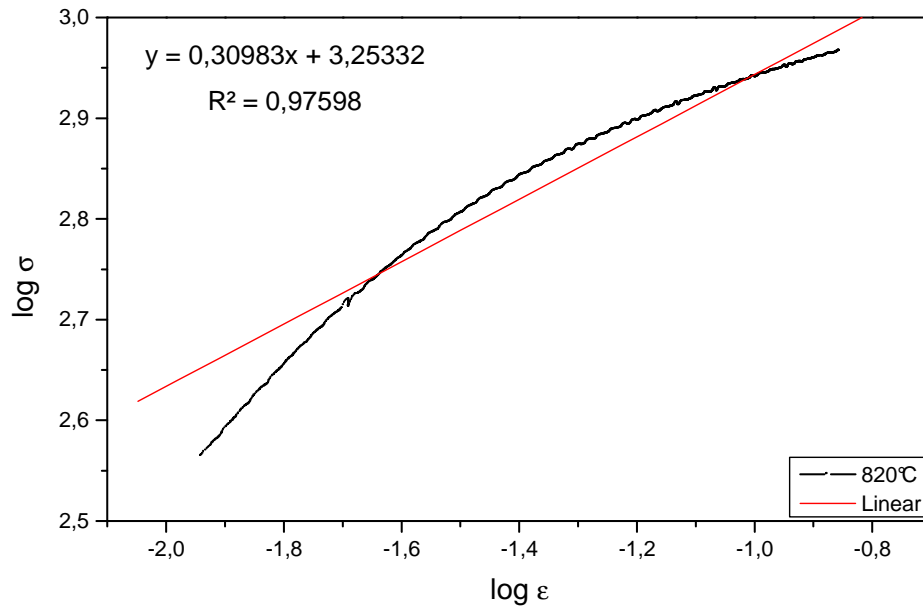


Figura 45 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 820°C.

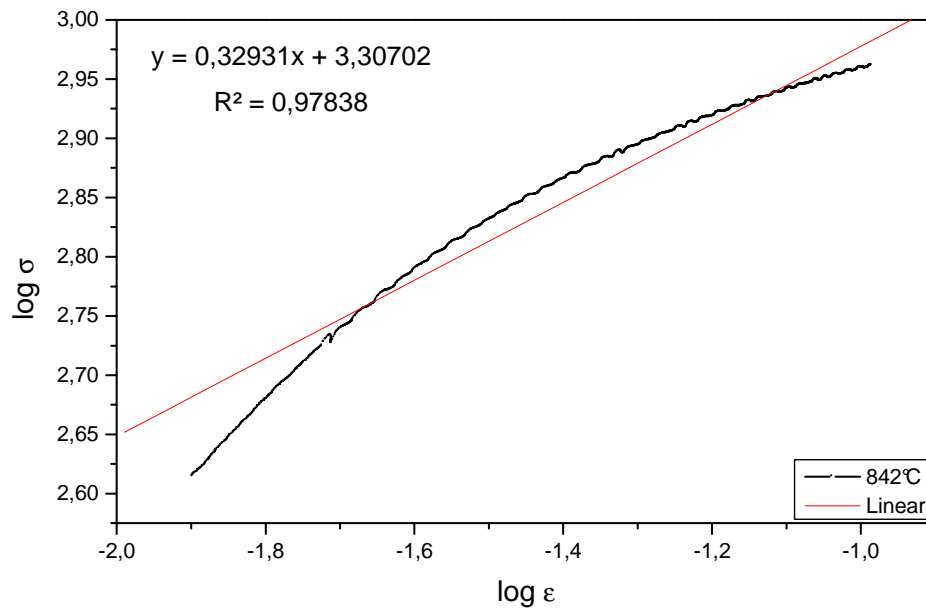


Figura 46 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 842°C.

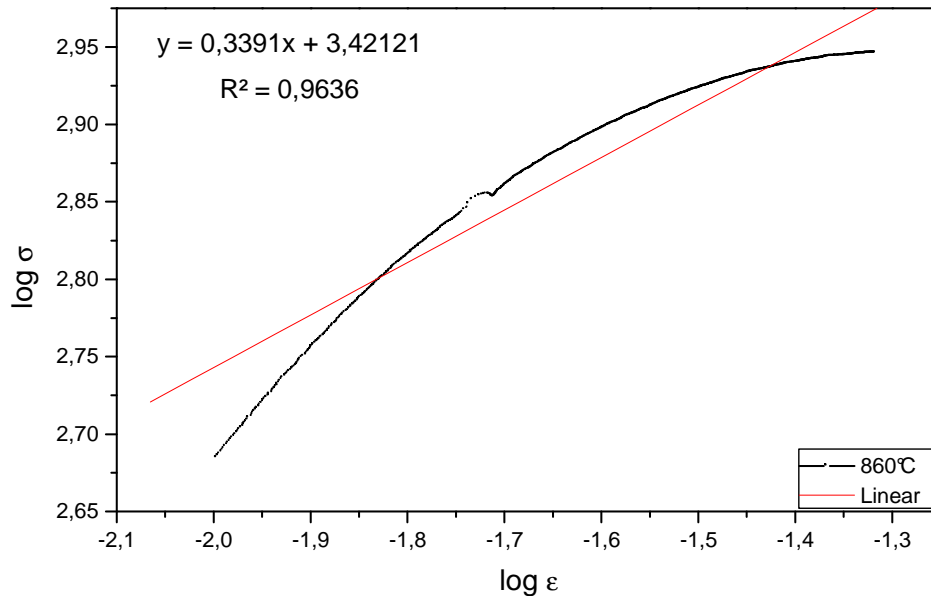


Figura 47 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ pelo critério Hollomon para a amostra temperada em 860°C.

Tabela 9 – Expoente de encruamento e coeficiente de resistência, pelo método de Hollomon.

Condição	Expoente de encruamento	Coeficiente de resistência
	n	K (MPa)
Como-recebido	0,166	994,97
Têmpera de 680°C	0,176	1065,27
Têmpera de 698°C	0,199	1122,77
Têmpera de 780°C	0,349	1738,64
Têmpera de 820°C	0,310	1791,93
Têmpera de 842°C	0,329	2027,78
Têmpera de 860°C	0,339	2637,61

Por meio dos resultados apresentados na tabela 9, pode-se observar que quando se compara as amostras no estado como-recebido e aquelas tratadas a 680°C e 698°C, há um pequeno aumento nos valores do expoente de encruamento, que varia de 0,166 na condição como-recebido, até 0,199 temperada a partir de 698°C. Entretanto, observa-se que as amostras temperadas a partir de 820°C, 842°C e 860°C apresentaram alto expoente de encruamento com valores de 0,310, 0,329 e 0,339, respectivamente. Observou-se também que o coeficiente de resistência aumentou significativamente com o aumento da temperatura de têmpera. O

coeficiente de resistência variou de 994, 97 MPa na amostra como-recebida, até 2637, 61 MPa na amostra temperada a partir de 860°C. Estas variações e comportamentos são mostrados por meio dos gráficos das figuras 48 e 49.

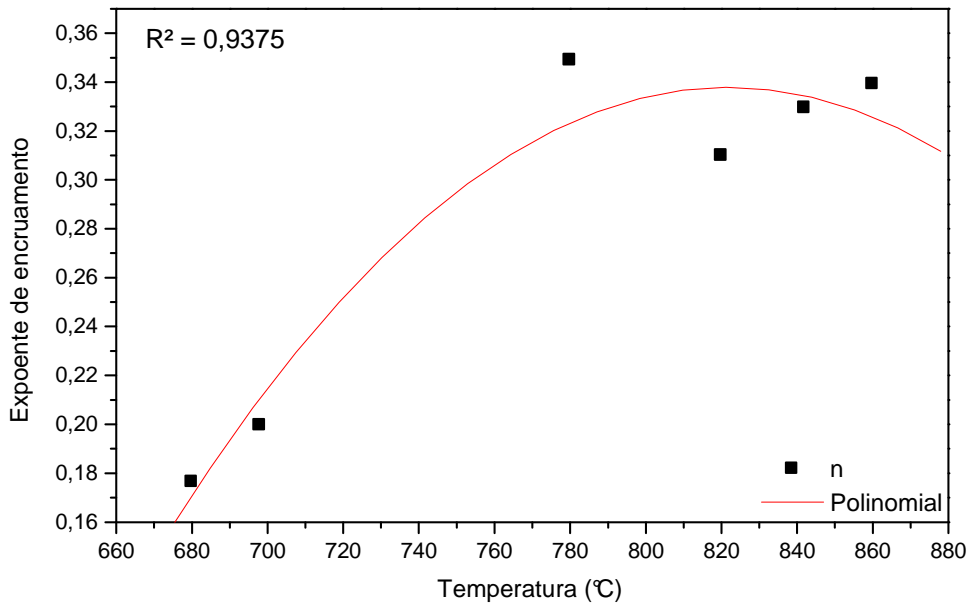


Figura 48 – Variação do expoente de encruamento com as temperaturas de têmpera.

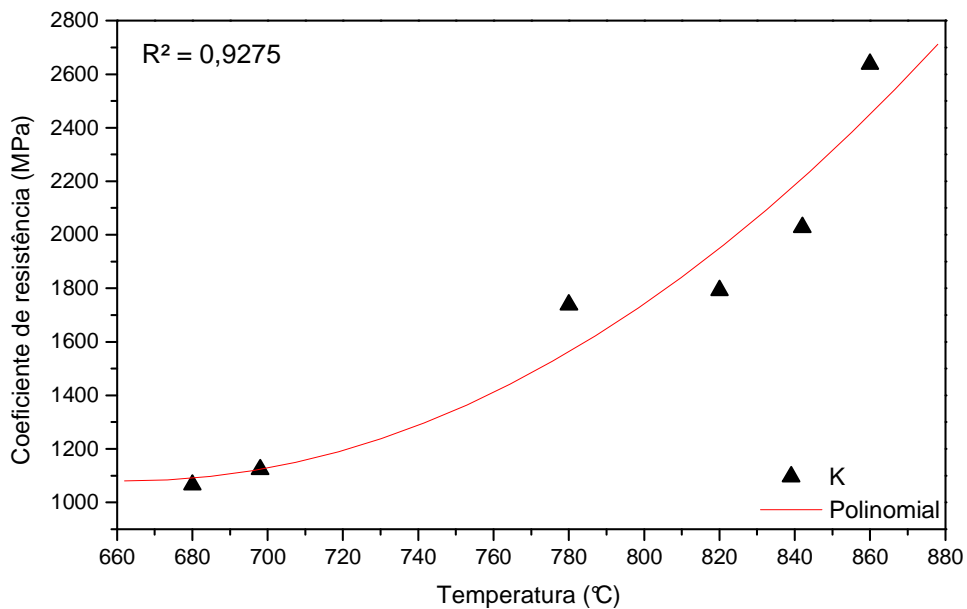


Figura 49 – Variação do coeficiente de resistência com as temperaturas de têmpera.

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES

Com base nas frações volumétricas de ferrita e considerando que toda austenita se transformou em martensita no processo de têmpera, pode-se concluir que os resultados obtidos pela simulação computacional, utilizando o programa THERMOCALC estão de acordo com os valores obtidos experimentalmente por metalografia quantitativa. Desta forma, a zona crítica para este aço está entre 680°C e 850°C.

Utilizando a Microscopia Óptica (MO) e tomando como base as frações volumétricas de ferrita, foi possível fazer a validação dos dados obtidos pelo THERMOCALC, entretanto, conclui-se que a MO não foi suficiente para a caracterização microestrutural do aço, de forma satisfatória. Utilizando a técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura, foi possível observar que as regiões identificadas como martensita pela MO na realidade são formadas pelas fases ferrita, bainita e martensita (majoritariamente).

A mudança da microestrutura ferrítica-perlítica para uma microestrutura ferrítica-martensítica/bainítica ou para uma microestrutura exclusivamente martensítica, forneceu boas combinações de resultados para as propriedades mecânicas analisadas neste trabalho.

As durezas médias dos aços, submetidos aos tratamentos térmicos de têmpera, não tiveram um aumento significativo, quando comparadas com as durezas das amostras do aço no estado como-recebido. Os valores mais significativos foram observados nas amostras temperadas em 842°C e 860°C, onde a fase martensítica é predominante.

Pode-se concluir que todas as amostras temperadas possuem valores de tenacidade ao impacto maiores do que aquela no estado como-recebido (112 J/cm²). Entre os aços temperados observou-se uma diminuição nos valores de tenacidade em amostras contendo até 30% de martensita. Em amostras que contém acima de 30% de martensita, observa-se um aumento significativo na tenacidade em valores que podem chegar até 234 J/cm².

Os resultados obtidos com os ensaios de tração mostraram que o aço temperado a partir de 680°C e 698°C não apresentaram mudanças significativas em suas propriedades mecânicas, quando comparados com o aço no estado como-recebido. Por outro lado, os aços

temperados a partir de 780°C, 820°C, 842°C e 860°C apresentaram mudanças significativas em suas propriedades mecânicas. Observou-se que o aumento da temperatura de têmpera, conseqüentemente, aumento das frações volumétricas de bainita e martensítica, aumentou significativamente os valores de limites de resistência à tração, o coeficiente de resistência e o expoente de encruamento, diminuiu significativamente a tensão de escoamento e o alongamento, em função da temperatura de têmpera.

CAPÍTULO 6

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Por meio dos resultados obtidos e das conclusões formuladas, o autor sugere as seguintes linhas de pesquisa para trabalhos futuros:

1 – Estudar o comportamento mecânico dos aços temperados em diferentes temperaturas e também no estado como-recebido, por meio de ensaio de fadiga e realizar as devidas análises dos resultados obtidos.

2 – Estudar o comportamento mecânico dos aços temperados em diferentes temperaturas e também no estado como-recebido, por meio de ensaio de tração realizado em diferentes velocidades, com a utilização de extensômetro, e analisar os resultados obtidos.

3 – Realizar novos procedimentos metalográficos, visando a caracterização microestrutural dos aços temperados em diferentes temperaturas e daquele no estado como-recebido, a partir de outros reagentes químicos como “Le Pera” e “Metabissulfito de Sódio”.

CAPÍTULO 7

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6656 - Chapas e bobinas de aço acalmado com características especiais de propriedades mecânicas, conformabilidade e soldabilidade** - Rio de Janeiro: ABNT (2008).

ABNT - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6892 – Materiais Metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente** - Rio de Janeiro: ABNT (2002).

ASTM E18 – 12 - **Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials**. ASTM International. 2008.

ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; ANAZAWA, R. M. **Otimização das Propriedades Mecânicas de um aço ARBL através de Tratamentos Térmicos**, Congresso Ibero-americano de Metalurgia e Materiais, Havana, Cuba, 2006.

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

ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; MOURA, N. C. M.; PEREIRA, M. S.; SOUZA, N. S.; MENDES, F. A. **Alterações das propriedades mecânicas em Aços 4340 e 300M através de tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos**. In: Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 59, 2004, São Paulo.

ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; MOURA, N. C.; MONTEIRO, V. A. **Otimização das Propriedades Mecânicas Por Meio de Modificações Microestruturais em Aços de Baixo Carbono**, Anais do 58º Congresso da ABM, Rio de Janeiro, 2003, pp.2801-2809.

ABDALLA, A. J., HEIN, L. R. O., PEREIRA, M. S., HASHIMOTO, T. M. **Mechanical Behavior of Strain Aged Dual Phase Steel**, Material Science and Technology, v. 15, p. 1167-1170, 1999.

AGUILAR, M. T. P. **Aula 2 – Ensaio de tração**. 2011. Disponível em: <http://www.demc.ufmg.br/teresa/>. Acesso em 15 de março de 2013.

ANNIBAL Jr., E. G.; ROTELLI, R. M.; OLIVEIRA Jr., J. E. G.; FERRER, M. H. **Desenvolvimentos Recentes em Aços TRIP aplicáveis na indústria automobilística: uma revisão**. XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica, Ilha Solteira – SP. 22 a 26 de agosto de 2005.

ArcelorMittal. **Micrografia DP 600**. 2012. Disponível em: http://www.arcelormittal.com/automotive/saturnus/sheets/catalogue.pl?id_sheet=A1&language=EN. Acesso em 08 de março de 2013.

ArcelorMittal. **Desenvolvimento de Produtos**. 2010. Disponível em: http://www.cst.com.br/produtos/desenvolvimento_produtos/desenvolvimento_produtos.asp. Acesso em 05 de outubro de 2012.

ASM Metal Handbook. **Properties and Selection: Irons, steels and high performance alloys**. Materials Park: American Society for Metals, 1999. p. 358-361.

AVRAMOVIC-CINGARA, G.; OSOSKOV, Y.; JAIN, M. K.; WILKINSON, D.S. **Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels**, Materials Science & Engineering A, vol. 516 issue 1-2 August 15, 2009. p. 7-16.

BAPTISTA, C. A. R. P.; TORRES, M.A.S; MARTINEZ, G. A. S.; VOORWALD, H. J. C. **Efeitos de sobrecargas na propagação de trincas por fadiga em aços bifásicos**. In: Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica, 2007, Cuzco. Memória Técnica do Cibim8, 2007. v. 1. p. 1-8.

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

BHATTACHARYA, D.; FONSTEIN, N.; GIRINA, O.; GUPTA, I.; YAKUBOVSKY, O. **A Family of 590 MPa, Advanced High Strength Steels with Various Microstructures**. 45th MWSP Conference Proceedings, Vol. XLI. MS&T, 2003.

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

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

CASTRO, I. **Aços Avançados de Alta Resistência: Uma Experiência na Usiminas - 47º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos**, ABM, Belo Horizonte/ MG, 2010.

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

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

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7ªed. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for deformation, Fracture and Fatigue**, 2nd ed., Prentice Hall, Upper Saddle River, New Jersey, 1999.

ERDOGAN, M.; **Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual-phase steel**, Scripta Met., vol: 48, 501. 2003.

EUROPEAN COMMISSION. **Road transport: Reducing CO₂ emissions from vehicles**. 2012. Disponível em: http://ec.europa.eu/clima/policies/transport/vehicles/index_en.htm. Acesso em: 04 fevereiro de 2013.

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

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

GIRALT, E. **Bainitic transformations in TRIP-assited steels its influence on mechanical properties**. PH.D. Thesis. Katholieke Universiteit Leuview, Mar. 1999.

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

GORNI, A. A.; XAVIER, M. D.; CHIVITES, B. D.; CAMPOS JR., M. D. **Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade**. In: Congresso Anual da ABM. Anais. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Vitória, p. 3269-3272, Julho 2007.

GORNI, A. A.; CAVALCANTI, C. G. **Efeito dos Elementos de Liga sobre a Resistência à Deformação a Quente de Aços ao Carbono e Microligados**. II Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, Outubro de 1997.

GUIMARÃES, V. A. **Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com níobio e titânio**. 1997. Tese (Doutorado) – Universidade de Campinas, Campinas, 1997.

GUSTAFSSON, R. **Next Generation Vehicle**. 2010. Gotemburgo, Suécia. Disponível em: <http://www.rgustafsson.com/rdriventech/>. Acesso em 06 de abril 2012.

HOLLOMON, J. Tensile Deformation. AIME Transaction. 162, p. 268-290. New York, 1945.

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

ISI. **Advanced High Strength Steel (AHSS) – Application Guidelines**. AISI, Southfield, MI, March 2005.

KODAMA, P. K. **Determinação da Região Intercrítica para a Produção da Microestrutura Final de um Aço Bifásico**. 2008. Trabalho de Conclusão de Curso. Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2008.

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

KUVIN, B.; **So much information, so little time**, Metalforming magazine, V.41, N.7, 2007.

LAURITO, D. F. **Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço microligado com diferentes condições microestruturais**. 2010. 124p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2010.

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

LIMA, C. C.; SILVA, M. C. A.; COELHO, R. E.; SOBRAL, M. D. C. **Evolução microestrutural da cinética de austenitização do aço 1045**. In: VII Congresso de Pesquisa e Inovação da rede Norte Nordeste de Educação Tecnológica – CONNEPI, Palmas – TO, 2012.

LLEWELLYN, D. T.; HUDD, R. C. **Engineering steels**. Steels (3), 1998.

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

MAGNABOSCO, R.; LIBERTO, R. **Endurecimento por Solução Sólida de Ligas de Cobre.** Revista Pesquisa e Tecnologia FEI, São Bernardo do Campo, SP, v.26, p. 6-10, 2004.

MARRA, K. M. **Aços Dual-Phase da Usiminas: características e potencial de aplicação em veículos automotores.** 2º Workshop sobre inovações para o desenvolvimento de aços de elevado valor agregado - Foco indústria automotiva, Santos/ SP, 2008.

MARRA, K. M.; TAISS, E. J.; MIYAMURA, R. T. **Aços Dual-Phase na construção automotiva e implementos rodoviários.** Ipatinga/ MG: Usiminas, 2008.

MATLOCK, D. K. **Dual-Phase steels: a look back with an eye to advanced high strength sheet steel innovations.** AISTech 2011. Conference Proceedings, Volume I, p. 1.

MINTO, T. A.; NETO, A. R. F.; SOUZA, G. A.; PEREIRA, M. S. **Microstructural characterization of an Advanced Steel "Complex Phase".** XXI Congresso de Iniciação Científica da UNESP, São José do Rio Preto, Brazil, v.01, p. 3639–3642, 2009.

MOLAEI, M. J. and EKRAMI, A. **The effect of dynamic strain aging on fatigue properties of dual phase steels with different martensite morphology,** Materials Science and Engineering A, 2009, 527(1-2), pp. 235-238.

MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços Dual-Phase de baixa resistência mecânica laminados a frio.** 2009. 139p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

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

NETO, B. D. **Comparação da influência dos parâmetros industriais na microestrutura de dois aços dual-phase.** 2009. Trabalho de conclusão de curso – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

OLEA, C. A. W. **Caracterização por microscopia eletrônica do aço SAE1141 microligado ao Nb.** 2002. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2002.

PEREIRA, M. S.; ABDALLA, A. J.; MEI, P. R.; HASHIMOTO, T. M. **Desenvolvimento de aços bifásicos, multifásicos e IF em consonância com o projeto ULSAB- AVC. DMT. 17º CBECIMat,** 2006, Foz do Iguaçu, PR.

PROJETO FEUP. **Materiais utilizados na concepção de um automóvel: materiais metálicos e seus componentes.** Engenharia Mecânica-Universidade do Porto, Portugal, 2010.

QU, J.; DABBOUSSIB, W.; HASSANIC, F.; NEMESB, J.; YUEA, S. **Effect of microstructure on the dynamic deformation behavior of Dual-Phase steel.** Materials Science and Engineering. Amsterdam: Elsevier, 2008. V. A479, p. 93-104.

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

REED-HILL, Robert; ABBASCHIAN, Reza. **Physical Metallurgy Principles.** 3^oed. Boston: PWS Publishing Company, 1994.

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

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

SPEICH, G. R. **Physical Metallurgy of Dual-phase steel. Fundamentals of Dual-phase steels,** USA, s. 1, p. 3-45, Feb. 1981.

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

TIGRINHO, L. M. V. **Estudo da fratura do aço DP600 submetido a diferentes estados de tensão/ deformação**. 2011. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

TUMULURU, D. M. **Resistance Spot Welding of Coated High-Strength Dual-Phase Steels**, Welding Journal, Miami, USA, v.85, n.8, pp. 31-37, Aug. 2006.

United States, Patent Application Publication. HOYDICK, D. P. **Method for production of Dual Phase sheet steel**. USA n. US 2004/0099349 A1, May 27, 2004.

ULSAB, **Executive Summary**. 1998. Disponível em: http://c315221.r21.cf1.rackcdn.com/2_2_1_ULSAB_EngRpt_ExecutiveSum.pdf. Acesso em 05 de abril 2012.

ULSAB-AVC, **Engineering Report**. 2001. Disponível em: http://c315221.r21.cf1.rackcdn.com/ULSAB-AVC_EngRpt_1Preface%26ExecutiveSummary.pdf. Acesso em 20 de julho 2012.

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

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

WOLFF, M. A. **Soldabilidade dos aços bifásicos 600 e 800 via processamento de soldagem a pontos média frequência corrente contínua (MFDC) e corrente alternada (AC)**. 2008. 134p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Minas Gerais, 2008.

CAPÍTULO 8

PUBLICAÇÕES

JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE FORUM

1 - Título: **Microstructural Characterization and Evaluation of Mechanical Properties of Steel with different Biphasic Microstructures obtained from LNE 500 Steel.**

Autores: A. N. O. Dias (1), M. R. Baldissera (1), E. C. Rossi (1), G. C. Coelho (2), A. S. Paula (3), M. L. N. M. Melo (1), G. Rodrigues (1).

- 1) UNIFEI– Universidade Federal de Itajubá – Instituto de Engenharia Mecânica.
- 2) USP/EEL – Universidade de São Paulo – Escola de Engenharia de Lorena.
- 3) UFF/EEIMVR – Universidade Federal Fluminense – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda.

2 - Título: **The Influence of Different Microstructures to Fracture Toughness and Hardness of Quenched LNE 380 Steel at Different Temperatures.**

Autores: A. N. O. Dias (1), M. R. Baldissera (1), G. C. Coelho (2), A. Y. Oshiro (4), E. C. Rossi (1), A. S. Paula (3), G. Rodrigues (1).

- 1) UNIFEI– Universidade Federal de Itajubá – Instituto de Engenharia Mecânica.
- 2) USP/EEL – Universidade de São Paulo – Escola de Engenharia de Lorena.
- 3) UFF/EEIMVR – Universidade Federal Fluminense – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda.
- 4) UniFOA – Centro Universitário de Volta Redonda.

VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico (TTT) (17 a 20 de Junho de 2012).

1 – Título: Caracterização Microestrutural e Avaliação das Propriedades Mecânicas de um Aço com Diferentes Microestruturas Bifásicas obtidas a partir do Aço LNE 500.

A. N. O. Dias, (1); M. R. Baldissera, (1); Rossi, E. C. (1); G. C. Coelho, (2), A. S. Paula, (3); G. Rodrigues, (1).

- 1) UNIFEI– Universidade Federal de Itajubá – Instituto de Engenharia Mecânica.
- 2) USP/EEL – Universidade de São Paulo – Escola de Engenharia de Lorena.
- 3) UFF/EEIMVR – Universidade Federal Fluminense – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda.

2 – Título: Caracterização Microestrutural de um Aço com Diferentes Microestruturas Bifásicas obtidas a partir do Aço LNE 380 via Simulação Computacional e Metalografias Qualitativa e Quantitativa.

A. N. O. Dias, (1); G. F. Gomes, (1); M. R. Baldissera, (1); A. Y. Oshiro, (2); C. A. Rodrigues (1); G. C. Coelho, (3), A. S. Paula, (4); G. Rodrigues, (1).

- 1) UNIFEI/IEM – Universidade Federal de Itajubá – Instituto de Engenharia Mecânica.
- 2) UniFOA – Centro Universitário de Volta Redonda.
- 3) USP/EEL – Universidade de São Paulo – Escola de Engenharia de Lorena.
- 4) UFF/EEIMVR – Universidade Federal Fluminense – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda.

3 – Título: A Influência de Diferentes Microestruturas na Tenacidade à Fratura e na Dureza de um Aço LNE 380 Temperado em Diferentes Temperaturas.

A. N. O. Dias, (1); M. R. Baldissera, (1); A. Y. Oshiro, (2); G. C. Coelho, (3), A. S. Paula, (4); G. Rodrigues, (1).

- 1) UNIFEI/IEM - Universidade Federal de Itajubá - Instituto de Engenharia Mecânica.

- 2) UniFOA – Centro Universitário de Volta Redonda.
- 3) USP/EEL – Universidade de São Paulo – Escola de Engenharia de Lorena.
- 4) UFF/EEIMVR – Universidade Federal Fluminense – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda.

Congresso Brasileiro de Aplicações de Vácuo na Indústria e na Ciência (XXXII CBRAVIC), 26 a 31 de agosto de 2011.

1 – Título: Avaliação de Propriedades Mecânicas de um Aço tipo LNE 500 com Diferentes Microestruturas.

A. N. O. Dias (1); A. P. G. Bernardes (1); M. R. Baldissera (1); G. C. Coelho (3); A. S. Paula (2); M. L. N. M. Melo (1); G. Rodrigues (1).

- 1) UNIFEI/IEM – Universidade Federal de Itajubá – Instituto de Engenharia Mecânica.
- 2) UFF/EEIMVR – Universidade Federal Fluminense – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda.
- 3) USP/EEL – Universidade de São Paulo – Escola de Engenharia de Lorena.