

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Nayara Aparecida Neres da Silva

**INFLUÊNCIA DO TIPO E DE PARÂMETROS DE TRATAMENTO INTERCRÍTICO  
NA MICROESTRUTURA E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO  
DE AÇOS BIFÁSICOS**

Belo Horizonte

Março de 2017

Nayara Aparecida Neres da Silva

**Influência do tipo e dos parâmetros de tratamento intercrítico na microestrutura e no comportamento mecânico de aços bifásicos**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Wellington Lopes

Belo Horizonte

Março de 2017

S586i Silva, Nayara Aparecida Neres da.  
Influência do tipo e de parâmetros de tratamento intercrítico na microestrutura e no comportamento mecânico de aços bifásicos / Nayara Aparecida Neres da Silva. - 2017.  
148 f. : il., tabs., grafs., fotos. -  
Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.  
Co-orientador: Wellington Lopes.  
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2017.  
Bibliografia.  
1. Aço. 2. Tratamento térmico. 3. Microestrutura. 4. Metais - Propriedades mecânicas. I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Lopes, Wellington. II. Título.

CDD: 620.11233



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS  
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

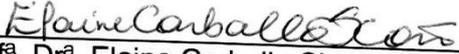
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

*DISSERTAÇÃO DE MESTRADO*  
*“INFLUÊNCIA DO TIPO E DOS PARÂMETROS DE*  
*TRATAMENTO INTERCRÍTICO NA MICROESTRUTURA*  
*E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE AÇOS*  
*BIFÁSICOS”*

Autora: Nayara Aparecida Neres da Silva

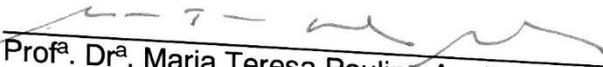
Orientador: Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

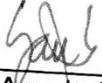
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

  
\_\_\_\_\_  
Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (ORIENTADORA)  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Wellington Lopes (COORIENTADOR)  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Leonardo Roberto da Silva  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

  
\_\_\_\_\_  
Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Maria Teresa Paulino Aguilar  
Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Leandro de Arruda Santos  
Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG

Belo Horizonte, 07 de Março de 2017.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, razão atemporal e universal, princípio meio e fim de todas as coisas.

Aos meus pais, Luiz e Elenir, por todo amor e dedicação sem igual e por me incentivarem e me apoiarem sempre.

À minha orientadora, Professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa, por toda dedicação, incentivo, carinho e amizade, pelo interesse em construir um trabalho de qualidade e por confiar em minha capacidade.

Ao Professor Wellington Lopes pela coorientação e por compartilhar seu conhecimento.

À Professora Aline Magalhães e aos estagiários do Laboratório de Caracterização de Materiais pela boa vontade em caracterizar minhas amostras e por sempre me receberem bem.

Aos Professores Carlos Santos e André Ferreira por toda disponibilidade e amabilidade em solucionar os mais diversos contratemplos surgidos nos laboratórios.

Aos Professores Nilton Maia, Leonardo Silva e Maria Teresa Aguiar pela contribuição dada durante a etapa de qualificação.

Ao Professor Augusto Bezerra e toda a coordenação do Mestrado em Engenharia de Materiais pela presteza de sempre.

Ao Professor Dagoberto Brandão por disponibilizar o uso do *software* Thermocalc.

Ao Engenheiro Valdecir Siqueira e a empresa Metal Temper por todo o suporte.

Aos técnicos Geraldo Oliveira, Carlos Alberto Cosme e Geovane Almeida por toda assistência e pela gentileza de sempre.

Aos colegas do Laboratório de Metalografia, em especial Pedro Penna e Patrícia Sperber, por todo o auxílio na preparação das amostras, certamente a conclusão desta pesquisa não seria possível sem o apoio de vocês. Agradeço também a amizade e os momentos alegres juntos que tornaram o trabalho menos árduo.

À grande amiga que fiz durante esta jornada, Engenheira Cintia Braga, é impossível descrever quão importante foi sua contribuição, obrigada pelo companheirismo durante este percurso.

Aos colegas da turma de mestrado 2015/1, em especial GD, Bruna, Júlio, Nat, Lucas e Luís com certeza a presença de vocês tornou mais amena a caminhada.

*“Eu tenho uma porção de coisas grandes pra conquistar  
e eu não posso ficar aí parado.”*

(Raul Seixas)

## RESUMO

Os aços bifásicos ou *dual phase* (DP) surgiram como uma solução alternativa com grandes vantagens aos aços convencionais, pois combinam alta resistência mecânica e boa conformabilidade. As propriedades mecânicas desses aços estão diretamente relacionadas às suas características microestruturais: tipo, quantidade, morfologia e distribuição dos constituintes, que, por sua vez, dentre outros aspectos, dependem dos parâmetros de processamento utilizados, principalmente do tipo de tratamento térmico realizado. Nesta pesquisa, foi avaliada a influência dos tratamentos intercríticos direto e contínuo, do tempo de encharque e da temperatura de recozimento na microestrutura e no comportamento mecânico de aços bifásicos. Análises da microestrutura após os tratamentos térmicos de recozimento intercrítico direto e contínuo foram realizadas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A caracterização mecânica foi conduzida por ensaios de dureza, tração e ultramicrodureza. Análises sobre o encruamento do material foram realizadas com o auxílio das abordagens: método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$ , taxa de encruamento, expoente de encruamento instantâneo e análise de Crussard-Jaoul. Avaliações do comportamento a deformação na tração em diferentes magnitudes também foram realizadas com o auxílio da penetração instrumentada e MEV. Finalmente, foi verificado que a microestrutura e as propriedades mecânicas das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto foram mais influenciadas pelos efeitos do tempo e da temperatura intercrítica. Em geral, elevados valores de dureza na interface ferrita/martensita foram observados. A análise de Crussard-Jaoul mostrou-se mais completa para a análise do encruamento.

*Palavras-chave: Aços bifásicos, tratamento térmico intercrítico, microestrutura, propriedades mecânicas.*

## ABSTRACT

Dual phase steels (DP) have emerged as an alternative solution with great advantages to conventional steels, as they combine high mechanical strength and good formability. The mechanical properties of these steels are directly related to their microstructural characteristics: type, amount, morphology and distribution of the constituents, which depend on the processing parameters, especially the type of heat treatment performed. In this research, the influence of direct and continuous intercritical annealing, the holding time and annealing temperature in the microstructure and on mechanical behaviour in dual phase steels were evaluated. Analysis about the microstructure after direct and continuous intercritical annealing were performed by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). The Mechanical characterization was conducted by hardness, tensile and microhardness tests. Work hardening evaluations of the material was performed using the following approaches: linearization method of the curve  $\sigma \times \epsilon$ , work hardening rate, instantaneous work hardening index and Crussard-Jaoul analysis. Tensile deformation behaviour analysis in different magnitudes were also performed with the aid of instrumented penetration and SEM. Finally, it was verified that the microstructure and the mechanical properties of the samples treated by direct intercritical annealing were more influenced by the effects of holding time and the intercritical temperature. In general, high hardness values at the ferrite / martensite interface were observed. Crussard-Jaoul analysis proved to be more complete for work hardening analysis.

*Key words: Dual phase steels, intercritical annealing, microstructure, mechanical properties.*

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Visão geral da resistência à tração e alongamento total para aços bifásicos e outros aços avançados de alta resistência (AHSS).....	22
Figura 1.2 - Distribuição dos tipos de aço no corpo automotivo segundo a ULSAB..	23
Figura 3.1 - Exemplos de microestruturas (MEV) típicas de aços bifásicos (0,08%C-1,83%Mn-0,42%Si e 0,15%C-1,45%Mn-0,30%Si) compostos de ferrita (F) e martensita (M). .....	25
Figura 3.2 - Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica. ..	26
Figura 3.3 – Ciclo de tratamento térmico intercrítico direto para produção de aços bifásicos. ....	27
Figura 3.4 - Microestruturas bifásicas (MO) obtidas a partir do ciclo de tratamento térmico intercrítico no aço 0,11%C-0,53%Mn-0,07%Si para diferentes temperaturas. ....	28
Figura 3.5- Fração volumétrica de martensita ( $V_m$ ) em função da temperatura de tratamento térmico intercrítico obtida para um aço 0,11%C-0,53%Mn-0,07%Si.....	28
Figura 3.6 - Microestruturas (MO) obtidas a partir do ciclo de tratamento térmico recozimento intercrítico direto no aço 0,14%C-1,57%Mn-0,3%Si para diferentes temperaturas. ....	29
Figura 3.7 - Ciclo de tratamento termomecânico utilizado para a obtenção de aços bifásicos. ....	29
Figura 3.8 – Microestruturas (MEV) do aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr após processamento termomecânico considerando temperaturas intercríticas distintas e tempo de encharque de 8 minutos. ....	31
Figura 3.9 – Microestruturas (MEV) do aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr após processamento termomecânico realizado com temperatura intercrítica de 770°C e tempos de encharque distintos.....	31
Figura 3.10 – Representação do recozimento intercrítico contínuo, considerando duas abordagens distintas, de acordo com o campo bifásico considerado. ....	33
Figura 3.11 – Microestruturas (MO) do aço 0,22%C–1,20%Mn–0,25%Si–0,2%Cr após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até temperaturas intercríticas distintas dentro do campo bifásico $\alpha + \gamma$ e resfriamento brusco em água. ....	33

Figura 3.12 - Microestruturas (MO) obtidas a partir do ciclo de tratamento térmico recozimento intercrítico contínuo no aço 0,14%C-1,57%Mn-0,3%Si para diferentes temperaturas. ....	34
Figura 3.13 – Microestruturas (MO) do aço 0,38%C–0,67%Mn–0,21%Si-0,97%Cr-0,15%Mo após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até a temperatura de 600°C, dentro do campo bifásico $\alpha + Fe_3C$ , tempos de encharque distintos e resfriamento em óleo.....	35
Figura 3.14 – Microestruturas (MEV) do aço 0,38%C–0,67%Mn–0,21%Si-0,97%Cr-0,15%Mo após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até a temperatura de 600°C, dentro do campo bifásico $\alpha + Fe_3C$ , dois tempos de encharque distintos e resfriamento em óleo.....	36
CGBF: ferrita de contorno de grão contínua; QPF: ferrita quasi-poligonal; PF: ferrita poligonal e M: martensita. (a) e (b) 20 s, com ampliações distintas e (c) e (d) 45 s, com ampliações distintas. ....	36
Figura 3.15 - Representação do efeito da taxa de resfriamento sobre a transformação da austenita, a partir da temperatura de recozimento intercrítico até a temperatura ambiente.....	39
Figura 3.16 – Cinética de transformação da austenita em um aço 0,12%C-1,5%Mn. ....	40
Figura 3.17 - Comparação entre as curvas tensão - deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços carbono, microligado, bifásico, ferrítico-perlíticos, HSLA, TRIP e TWIP.....	42
Figura 3.18 - Variações do limite de escoamento e limite de resistência à tração com a fração volumétrica de martensita para aços 0,17%C- 1,15%Mn- 0,4%Si e 0,11%C-0,53%Mn-0,07%Si.....	44
(a) Com a temperatura de recozimento intercrítico, e (b) com a fração de volume da martensita.....	44
Figura 3.19 - Curvas de engenharia tensão-deformação de aços bifásicos 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr tratados a 770°C para diferentes tempos de recozimento intercrítico.....	45
Figura 3.20 – Curvas tensão-deformação verdadeiras e correspondentes taxas de encruamento para aços bifásicos 0,13%C-1,0%Cr-0,3%Si-0,95%Mn com diferentes teores de Nb.....	47
Figura 3.21 – Variações nos alongamentos uniforme e total para aços bifásicos. ....	47

Figura 3.22 – Variações nos valores dureza com a temperatura de recozimento intercrítico, $V_m$ e teor de carbono. ....	48
Figura 3.23 – Curvas típicas de carga-penetração do aço bifásico 0,16%C-1%Si-1,5%Mn. ....	49
Figura 3.24 – Correlações entre os resultados obtidos nos ensaios de tração e nanodureza. ....	51
Figura 3.25 - Discordâncias em um aço bifásico 0,06% C-Mn-Si com temperatura intercrítica de 810°C e resfriado a 60 °C/s. ....	53
Figura 3.26 – Distribuição de discordâncias em uma microestrutura bifásica. ....	53
Figura 3.27 - Curvas de escoamento para as fases individuais e para zonas GNDs para o aço 0,147%C-2,072%Mn-1,424%Si bifásico investigado. ....	54
Figura 3.28 - Comportamento a deformação de aços bifásicos e relação tensão-deformação das fases componentes. ....	56
Figura 4.1 - Fluxograma relativo à primeira fase de procedimentos experimentais. .	59
Figura 4.2 - Fluxograma relativo à segunda fase de procedimentos experimentais..	60
Figura 4.3 - Corte da chapa para realização do tratamento térmico. ....	61
Figura 4.4 – Corte dos corpos de prova destinados a caracterização microestrutural e ensaios de microdureza. ....	62
Figura 4.5 – Corpo de prova caracterização mecânica (ensaios de tração). ....	62
Figura 4.6 – Diagrama de fases gerado a partir do software THERMOCALC para o aço 0,121%C-1,58%Mn-0,499%Si. ....	64
Figura 4.7 – Ciclos de tratamentos térmicos. ....	65
Figura 4.8 – Forno para banho de sal utilizado para os tratamentos térmicos realizados. ....	65
Figura 4.9 – Microscópios utilizados para análise microestrutural do material. ....	67
Figura 4.10 – Exemplo da aplicação do método de contagem por pontos. ....	68
Figura 4.11 – Ultra microdurômetro Shimadzu utilizado no ensaio de penetração instrumentada. ....	69
Figura 4.12 – Diferentes regiões de penetração. ....	69
Figura 4.13 – Microdurômetro Shimadzu utilizado no ensaio de dureza e impressão deixada pelo indentador durante o teste. ....	70
Figura 4.14 – Máquina universal de ensaios Instron 5982. ....	71
Figura 4.15 – Determinação do expoente de encruamento (n) derivado da curva tensão-deformação verdadeira usando coordenadas logarítmicas. ....	73

Figura 4.16 – Determinação do expoente de encruamento de um aço 0,11%C – 0,53%Mn – 0,07%Si tratado por recozimento intercrítico direto considerado um e dois estágios de deformação. ....	73
Figura 4.17 – Variação da taxa de encruamento com a deformação para diferentes aços.....	74
Figura 4.18 – Aplicação do método de análise do expoente de encruamento instantâneo.....	75
Figura 4.19 – Análise do encruamento de diferentes aços bifásicos por diferentes abordagens. ....	77
Figura 5.1 - Microscopia óptica (MO) das amostras submetidas ao recozimento direto a 740°C com diferentes tempos de encharque. ....	79
Figura 5.2 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras submetidas ao recozimento intercrítico direto a 740°C com diferentes tempos de encharque. ....	80
Figura 5.3 – Análise em EDS dos carbonetos encontrados na amostra submetida ao recozimento intercrítico direto a 740°C com tempo de encharque de 2 minutos. ....	81
Figura 5.4 - Microscopia óptica (MO) das amostras submetidas ao recozimento direto a 780°C com diferentes tempos de encharque. ....	81
Figura 5.5 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras submetidas ao recozimento direto a 780°C com diferentes tempos de encharque. ....	82
Figura 5.6 – Representação gráfica da variação da fração de volume de martensita com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto. ....	83
Figura 5.7 – Influência dos parâmetros do tratamento intercrítico na fração volumétrica de martensita e no tamanho de grão ferrítico.....	84
Figura 5.8 - Microscopia óptica (MO) das amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 740°C com diferentes tempos de encharque. ....	85
Figura 5.9 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras submetidas ao recozimento contínuo a 740°C com diferentes tempos de encharque. ....	85
Figura 5.10 - Microscopia óptica (MO) das amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 780°C com diferentes tempos de encharque. ....	87
Figura 5.11 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 780°C com diferentes tempos de encharque.....	87

Figura 5.12 – Representação gráfica da variação da fração de volume de martensita com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.....	88
Figura 5.13 – Variação da fração de volume de martensita com o tempo de encharque das amostras.....	89
Figura 5.14 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos. ....	90
Figura 5.15 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 30 minutos. ....	90
Figura 5.16 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C por 2 minutos. ....	91
Figura 5.17 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C por 30 minutos. ....	91
Figura 5.18 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 2 minutos. ....	92
Figura 5.19 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 30 minutos. ...	93
Figura 5.20 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C por 2 minutos. ....	93
Figura 5.21 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C por 30 minutos. ...	94
Figura 5.22 – Teor de manganês para uma liga A na região rica em ferro de um diagrama ternário Fe – Mn - C. ....	96
Figura 5.23 – Previsão da distribuição de Mn em função do tempo de encharque a 680°C para um aço Fe-Mn-C. ....	97
Figura 5.24 – Distribuição de Mn e Si na microestrutura de aços DP temperados em água. ....	98
Figura 5.25 – Curvas carga/descarga por penetração instrumentada para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C. ....	99
Figura 5.26 – Diferentes regiões de penetração no grão ferrítico de um aço bifásico e suas respectivas curvas de nanodureza. ....	102
Figura 5.27 – Penetrações no centro e na interface do grão ferrítico de um aço bifásico e suas respectivas curvas de nanodureza. ....	102
Figura 5.28 – Exemplos de diferentes regiões de penetração. ....	103

Figura 5.29 – Curvas dos valores de nanodureza em diferentes regiões do grão ferrítico. ....	103
Figura 5.30 – Variação dos valores de dureza Vickers com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.....	105
Figura 5.31 – Efeito do tempo de encharque na fração volumétrica de martensita e na dureza das amostras tratadas a diferentes temperaturas. ....	105
Figura 5.32 – Representação gráfica da variação dos valores de dureza Vickers com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo. ....	107
Figura 5.33 – Curvas tensão em função da deformação para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C. ....	108
Figura 5.34 – Curvas tensão em função da deformação para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C. ....	109
Figura 5.35 – Variações dos limites de escoamento e resistência com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.....	110
Figura 5.36 – Variação do alongamento uniforme com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.....	110
Figura 5.37 – Curvas tensão em função da deformação para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C.....	111
Figura 5.38 – Curvas tensão em função da deformação para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C.....	112
Figura 5.39 – Variações dos limites de escoamento e resistência com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.....	113
Figura 5.40 – Variação do alongamento uniforme com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.....	113
Figura 5.41 – Relação LE/LR para amostras tratadas para todas as condições de tratamento em função do tempo de encharque.....	115
Figura 5.42 - Comportamento do expoente de encruamento para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto. ....	118
Figura 5.43 - Comportamento do expoente de encruamento para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo. ....	120
Figura 5.44 – Curvas das taxas de encruamento para todas as condições de tratamento. ....	121

Figura 5.45 – Variação do valor do expoente de encruamento instantâneo $n$ para os diferentes ciclos de tratamento em função da deformação verdadeira. ....	122
Figura 5.46 – Análise C-J para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C. ....	124
Figura 5.47 – Análise C-J para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C. ....	127
Figura 5.48 – Análise C-J para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C. ....	128
Figura 5.49 – Análise C-J para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C. ....	129
Figura 5.50 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos deformadas em diferentes níveis. ....	131
Figura 5.51 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 30 minutos deformadas em diferentes níveis. ....	132
Figura 5.52 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C não deformadas. ....	132
Figura 5.53 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 2 minutos deformadas em diferentes níveis. ....	133
Figura 5.54 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 30 minutos deformadas em diferentes níveis. ....	134
Figura 5.55 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C não deformadas. ....	134
Figura 5.56 – Curvas de penetração instrumentada das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos deformada em diferentes níveis. ....	135

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Fração volumétrica de martensita, tamanho de grão ferrítico e teor de carbono da martensita de um aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr após processamento termomecânico com aquecimento intercrítico em temperaturas distintas. ....	31
Tabela 3.2 – Fração volumétrica de martensita, tamanho de grão ferrítico e teor de carbono da martensita do aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr após processamento termomecânico com aquecimento intercrítico a 770°C considerando tempos de encharque distintos.....	32
Tabela 3.3 – Fração volumétrica de martensita do aço 0,22%C–1,20%Mn–0,25%Si–0,2%Cr após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até temperaturas intercríticas distintas dentro do campo bifásico $\gamma + \alpha$ e resfriamento brusco em água.....	34
Tabela 3.4 – Fração volumétrica de martensita do aço 0,38%C–0,67%Mn–0,97%Cr–0,15%Mo após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até a temperatura de 600°C, dentro do campo bifásico $\alpha + Fe_3C$ , tempos de encharque distintos e resfriamento brusco em óleo.....	36
Tabela 3.5 – Resultados de ensaios de tração de aços bifásicos 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr para diferentes condições de recozimento intercrítico. ....	45
Tabela 3.6 – Métodos matemáticos de análise do encruamento. ....	57
Tabela 4.1 - Composição química (% em peso) do aço utilizado no trabalho. ....	60
Tabela 4.2 – Parâmetros de processamento térmico aplicados ao material. ....	64
Tabela 4.3 – Condições de tratamento selecionadas para análise da deformação plástica. ....	77
Tabela 5.1 - Fração volumétrica dos constituintes nas amostras submetidas ao recozimento intercrítico direto a 740°C e tamanho médio do grão ferrítico.....	81
Tabela 5.2 - Fração volumétrica dos constituintes nas amostras submetidas ao recozimento intercrítico direto a 780°C e tamanho médio do grão ferrítico.....	82
Tabela 5.3 - Fração volumétrica dos constituintes presentes nas amostras submetidas recozimento contínuo a 740°C e tamanho médio do grão ferrítico.....	86
Tabela 5.4 - Fração volumétrica dos constituintes presentes nas amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 780°C e tamanho médio do grão ferrítico. ....	88

Tabela 5.5 – Resultados obtidos pelo ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C e 780°C. ....	99
Tabela 5.6 – Resultados obtidos pelo ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C e 780°C.....	101
Tabela 5.7 – Valores de dureza Vickers para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.....	104
Tabela 5.8 – Valores de dureza relativos aos tempos de encharque.....	106
Tabela 5.9 – Valores de dureza Vickers para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.....	106
Tabela 5.10 – Valores das propriedades mecânicas das amostras submetidas ciclo de tratamento térmico recozimento intercrítico direto a 740°C.....	108
Tabela 5.11 – Valores das propriedades mecânicas das amostras submetidas ao ciclo de tratamento térmico recozimento direto a 780°C. ....	109
Tabela 5.12 – Valores das propriedades mecânicas das amostras submetidas ao ciclo de tratamento térmico recozimento contínuo a 740°C. ....	111
Tabela 5.13 – Valores das propriedades mecânicas das amostras submetidas ao ciclo de tratamento térmico recozimento contínuo a 780°C. ....	112
Tabela 5.14 – Relação limite de escoamento / limite de resistência para todas as condições de tratamento. ....	115
Tabela 5.15 – Valores do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C. ....	116
Tabela 5.16 – Valores do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C. ....	117
Tabela 5.17 – Valores do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C....	119
Tabela 5.18 – Valores do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C....	119
Tabela 5.19 – Níveis de deformação para cada estágio de encruamento de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C. ....	125
Tabela 5.20 – Níveis de deformação para cada estágio de encruamento de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C. ....	127
Tabela 5.21 – Níveis de deformação para cada estágio de encruamento de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C.....	129

Tabela 5.22 – Níveis de deformação para cada estágio de encruamento de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo 780°C.....	130
Tabela 5.24 – Resultados obtidos no ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos deformadas em diferentes níveis. ....	135
Tabela 5.25 – Resultados obtidos no ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 30 minutos deformadas em diferentes níveis. ....	136
Tabela 5.26 – Resultados obtidos no ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 2 minutos deformadas em diferentes níveis. ....	136
Tabela 5.27 – Resultados obtidos no ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 30 minutos deformadas em diferentes níveis. ....	137

## LISTA DE ABREVIATURAS E/OU SIGLAS

- AHSS – Aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel*)
- AT – Alongamento total
- AU – Alongamento uniforme
- B – Bainita
- BH – Aços de encruamento térmico (*Bake Hardening*)
- DP – Dual Phase
- EDS – Sistema de energia dispersiva
- F - Ferrita
- GND – Discordâncias geometricamente necessárias (*Geometrically necessary dislocations*)
- HSLA – Aços alta resistência baixa liga (*High Strength Low Alloy*)
- IF – Livre de Interstícios (*Interstitial Free*)
- LE – Limite de escoamento
- LR – Limite de resistência à tração
- M – Martensita
- MA – Martensita e austenita residual
- MART – Aços inoxidáveis martensíticos.
- MET – Microscópio eletrônico de transmissão
- MEV – Microscópio eletrônico de varredura
- MILD – Aços carbono
- MO – Microscópio óptico
- n – Expoente de encruamento
- P – Perlita
- TRIP – Aços com deformação plástica induzida (*Transformation Induced Plasticity*)
- TWIP – Aços com deformação plástica induzida por maclação (*Twinnig Induced Plasticity*)
- $V_m$  – Fração de volume de martensita
- $\alpha$ – Ferrita
- $\sigma_e$  – Limite de escoamento
- $\sigma_r$ – Limite de resistência à tração
- $\gamma$  - Austenita

## SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO .....	21
2 OBJETIVOS .....	24
2.1 Objetivo Geral.....	24
2.2 Objetivos Específicos.....	24
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	25
3.1 Microestrutura e Processamento dos Aços Bifásicos .....	25
3.2 Parâmetros que Influenciam a Microestrutura de Aços Bifásicos .....	37
3.3 Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos .....	41
3.4 Comportamento do Encruamento em Aços Bifásicos.....	50
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	59
4.1 Descrição Geral do Trabalho .....	59
4.2 Material.....	60
4.3 Confeção de Corpos de Prova.....	60
4.4 Processamento Térmico .....	62
4.5 Caracterização Microestrutural dos Materiais.....	66
4.5.1 Análise semiquantitativa dos constituintes .....	67
4.5.2 Ensaio de ultramicrodureza / penetração instrumentada .....	68
4.6 Caracterização Mecânica dos Materiais .....	69
4.6.1 Ensaio de dureza .....	70
4.6.2 Ensaio de tração .....	70
4.6.3 Análise do encruamento de aços bifásicos .....	72
4.6.3.1 Expoente de encruamento (método da linearização da curva tensão – deformação reais) .....	72
4.6.3.2 Taxa de encruamento .....	74
4.6.3.3 Expoente de encruamento instantâneo.....	75
4.6.3.4 Análise de Crussard-Jaoul (C-J) .....	76
4.7 Análise da deformação plástica no aço bifásico .....	76
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	79
5.1 Microestrutura do Material após Processamento Térmico.....	79
5.1.1 Análise da distribuição dos elementos de liga na microestrutura dos aços bifásicos .....	89
5.1.2 Análise da dureza média dos constituintes .....	98

5.2 Análise das Propriedades Mecânicas.....	104
5.2.1 Ensaio de dureza.....	104
5.2.2 Ensaio de tração.....	107
5.2.3 Análise do encruamento.....	116
5.2.3.1 Método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ .....	116
5.2.3.2 Taxa de encruamento .....	120
5.2.3.3 Expoente de encruamento instantâneo.....	122
5.2.3.4 Análise de Crussard-Jaoul (C-J) .....	124
5.3 Análise da Deformação Plástica de Aços Bifásicos.....	130
5.3.1 Análise da microestrutura após diferentes magnitudes de deformação ..	130
5.3.2 Ensaio de penetração instrumentada das amostras submetidas a diferentes Magnitudes de deformação .....	135
6 CONCLUSÃO.....	139
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	141

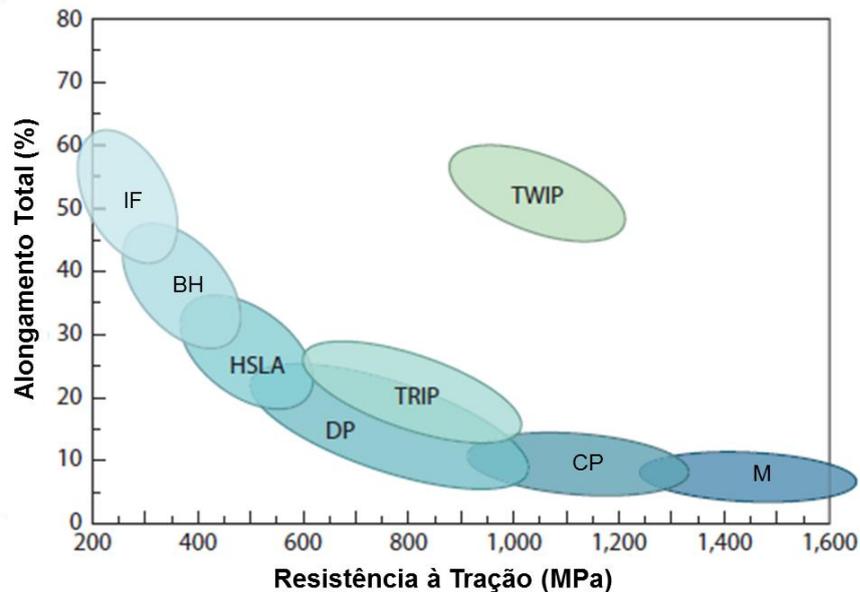
## 1 INTRODUÇÃO

O interesse pelo desenvolvimento de novos aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels* - AHSS) tem crescido nos últimos anos, particularmente impulsionado pelo setor automotivo e suas necessidades (MATLOCK et al., 2012; TASAN et al., 2015). Chapas mais finas de aço com maior resistência mecânica permitem reduzir o peso das peças sem a perda de suas características originais. Entretanto, há casos em que um aumento da resistência leva à redução da conformabilidade do material, o que afeta a liberdade de *design* (FONSTEIN, 2015). Uma alternativa para esse impasse envolve novas combinações em termos de composição química e de processamento a fim de produzir microestruturas mais complexas, conciliando, tanto quanto possível, essas características aparentemente contraditórias. Como exemplos destes novos aços avançados de alta resistência que vêm sendo desenvolvidos estão os bifásicos, também denominados *dual phase* (DP), os com transformação martensítica induzida por deformação plástica (*transformation induced plasticity* – TRIP), os de fases complexas (*complex phase* - CP), os martensíticos e parcialmente martensíticos, os de transformação induzida por maclação (*twinning induced plasticity* - TWIP) e com tamanho de grão ultra-fino. Apesar dos aços avançados de alta resistência exibirem desejáveis propriedades, as aplicações industriais ainda requerem que um bom balanço entre resistência mecânica, ductilidade e custos seja alcançado. Por exemplo, sob alguns aspectos, o uso dos aços TRIP ou TWIP pode apresentar algumas desvantagens relacionadas ao seu alto custo e baixa ductilidade proveniente do fenômeno de endurecimento por precipitação com Al ou Ti. Por outro lado, os aços bifásicos são resistentes, dúcteis e relativamente baratos quando comparados aos demais AHSS destinados às aplicações na indústria automobilística. (MATLOCK et al., 2012; ZHANG et al., 2016).

Aços *dual phase* (DP) pertencem à família dos aços de alta resistência e baixa liga, cuja microestrutura consiste de ilhas de martensita (M) dispersas em uma matriz ferrítica (F). Todavia, pequenas quantidades de outras fases ou constituintes, tais como bainita (B) perlita (P) e/ou austenita retida podem também estar presentes. A microestrutura destes aços é a responsável em conferir ao material uma excelente combinação de resistência e ductilidade, tornando-o promissor para aplicações na indústria automobilística (CAO et al., 2015). Na figura 1.1 pode ser observada uma

comparação em termos de propriedades dos aços bifásicos com outros aços empregados na indústria automobilística.

**Figura 1.1 - Visão geral da resistência à tração e alongamento total para aços bifásicos e outros aços avançados de alta resistência (AHSS).**



Fonte: TASAN et al., 2015 (Adaptado).

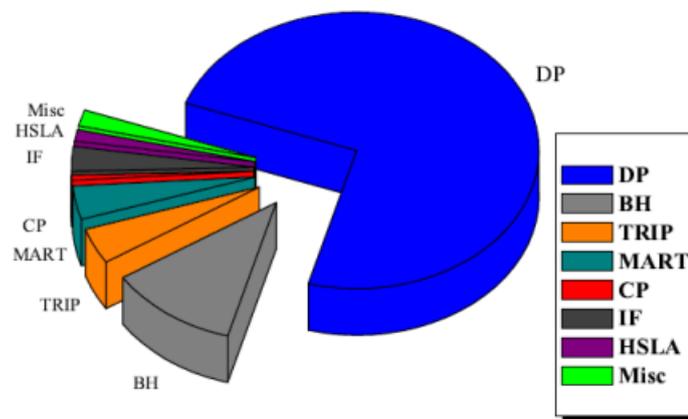
Com o objetivo de buscar mecanismos para a melhoria das propriedades mecânicas destes materiais, tais como ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga, muitos pesquisadores têm direcionado seus trabalhos para a implementação dos aços bifásicos.

Na indústria automotiva, a redução de peso, a segurança dos passageiros, o desempenho do veículo, o consumo de combustível, a redução de custos e a racionalização dos métodos de produção justificaram a busca pelo desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência.

De acordo com a abordagem do ULSAB (*Ultra-Light Steel Auto Body*), programa que reuniu 38 siderúrgicas de 18 países em 1994 a fim de criar e modificar novos aços especiais para a indústria automotiva, um corpo automotivo poderia ser construído utilizando aproximadamente 85% de aços avançados de alta resistência. Dessa forma, uma redução de peso de 25% em relação a um modelo de base média de referência poderia ser conseguida sem, no entanto, um aumento nos custos de fabricação (MAZAHERI et al., 2014a). A mais recente atualização do conceito da ULSAB, ULSAB-AVC (*Advanced Vehicle Concept*), sugeriu o corpo automotivo com

100% de HSS (*High Strength Steel*) com mais de 80% sendo da classe dos aços avançados de alta resistência (AHSS). Este projeto desencadeou um extensivo desenvolvimento de novas classes de aços que combinassem alta resistência mecânica e satisfatória conformabilidade (FONSTEIN, 2015). Na figura 1.2 é apresentada a distribuição dos aços no corpo automotivo, destaca-se a grande participação dos aços bifásicos nos componentes do corpo do veículo (SIRINAKORN et al., 2014, TSIPOURIDIS, 2006).

**Figura 1.2 - Distribuição dos tipos de aço no corpo automotivo segundo a ULSAB.**



Fonte: TSIPOURIDIS, 2006.

Dentro deste contexto, o controle e conhecimento das condições de processamento, assim como as transformações que ocorrem tanto no tratamento intercrítico como no resfriamento são muito importantes para que se obtenham os resultados desejados: um aço com elevada ductilidade e capacidade de conformação e boa resistência mecânica (COLPAERT, 2008). Portanto, no presente trabalho foram investigados os efeitos do tipo e de parâmetros de tratamento como tempo e temperatura na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na capacidade de encruamento de aços bifásicos.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

O objetivo geral deste estudo é avaliar os efeitos de determinados parâmetros de processamento na microestrutura e nas propriedades de um aço de baixo teor de carbono com potencial para aço bifásico bem como o comportamento dessa liga durante a deformação plástica.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Avaliar os efeitos do tempo, da temperatura e do tipo de tratamento intercrítico empregado na microestrutura do aço bifásico, de forma qualitativa e de forma quantitativa, ao observar a proporção dos constituintes, o tamanho de grão ferrítico e a distribuição dos elementos de liga na microestrutura.
- Analisar os efeitos do tempo, da temperatura e do tipo de tratamento intercrítico nas propriedades mecânicas do material, ao considerar resistência mecânica, ductilidade e dureza.
- Avaliar a capacidade de encruamento, por meio de diversas abordagens.
- Avaliar o comportamento das fases isoladamente durante a deformação plástica por meio de ensaios de penetração instrumentada e microscopia eletrônica de varredura.

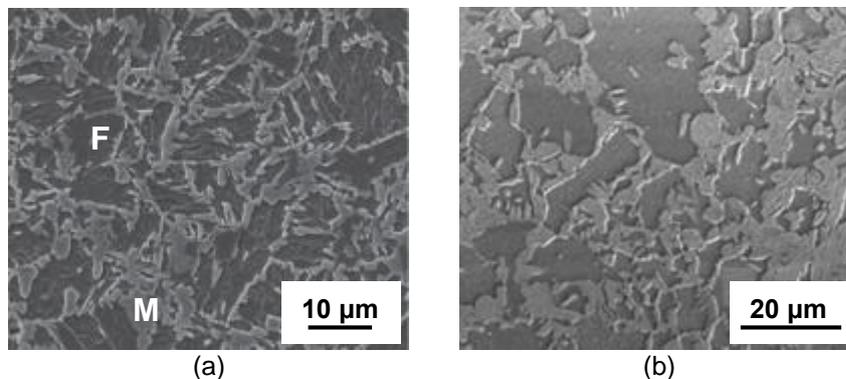
### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Microestrutura e Processamento dos Aços Bifásicos

Os aços bifásicos, também denominados *dual phase*, apresentam em sua composição química baixo teor de carbono, com adições de manganês entre 1% e 2%, e ainda pequenas quantidades de silício, nióbio, molibdênio e cromo. São caracterizados por uma microestrutura normalmente constituída por ilhas de martensita (M), ou do chamado constituinte MA (martensita + austenita), dispersas em uma matriz de ferrita (F), podendo ainda apresentar bainita, perlita, e carbonetos (MAZAHERI et al., 2014a; SEYEDREZAI et al., 2014; GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014, ZHANG et al., 2016).

Os aços bifásicos podem ser classificados quanto ao seu limite de escoamento e limite de resistência à tração como, por exemplo, as ligas DP350/600, aços com 350 MPa de limite de escoamento e 600 MPa de limite de resistência (IISI, 2006). No entanto, são mais comumente designados de acordo com a tensão limite de resistência à tração (ZHANG et al., 2016). Na figura 3.1 são exibidas, como exemplos, imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) de um aço bifásico DP600, de composição química 0,08%C-1,83%Mn-0,42%Si (ZHANG et al, 2015) (figura 3.1a) e de um aço DP1000, 0,15%C-1,45%Mn-0,30%Si (GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014) (figura 3.1b).

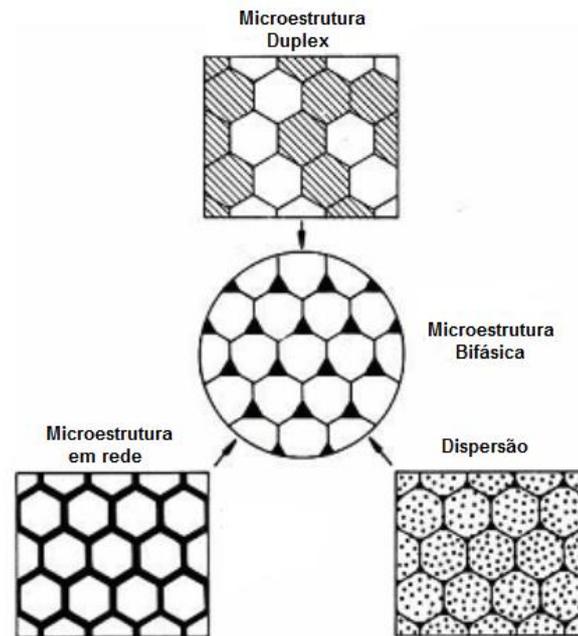
**Figura 3.1 - Exemplos de microestruturas (MEV) típicas de aços bifásicos (0,08%C-1,83%Mn-0,42%Si e 0,15%C-1,45%Mn-0,30%Si) compostos de ferrita (F) e martensita (M).**



Fonte: ZHANG et al., 2015; GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014.

A microestrutura bifásica foi definida como uma fusão das três morfologias básicas das microestruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede. Por isso, a microestrutura bifásica concilia as características topológicas típicas de cada tipo de morfologia, conforme a representação esquemática da figura 3.2 (GORNI, 2008).

**Figura 3.2 - Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica.**

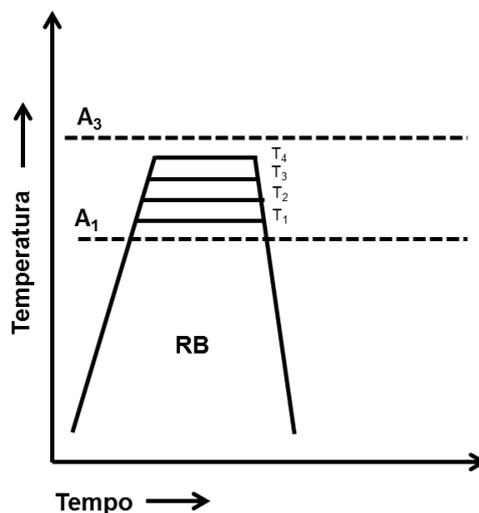


Fonte: GORNI, 2008.

Diversos tratamentos térmicos foram realizados para a obtenção de aços bifásicos, levando a uma grande variedade de fração volumétrica e morfologia dos microconstituintes (HABIBI et al., 2016). Entretanto, basicamente três métodos são utilizados para a produção comercial dessas ligas. O tratamento intercrítico (mencionado usualmente como recozimento intercrítico ou mesmo como recozimento intercrítico direto) é a forma mais simples empregada para a obtenção dos aços bifásicos com combinações de alta resistência mecânica e boa ductilidade. O processo consiste em elevar a temperatura até a zona intercrítica, entre as linhas  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  (campo de estabilidade das fases ferrita  $\alpha$  e austenita  $\gamma$  no diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C), onde há formação de grãos de austenita em uma matriz ferrítica; seguido de um resfriamento rápido (RB - resfriamento brusco), permitindo a transformação da austenita em martensita (MALEQUE et al., 2004; MOVAHED et al., 2009, GHAHERI et al., 2014). A figura 3.3 representa de forma esquemática o tratamento mencionado,

considerando, por exemplo, quatro temperaturas de aquecimento intercríticas (T) distintas.

**Figura 3.3 – Ciclo de tratamento térmico intercrítico direto para produção de aços bifásicos.**



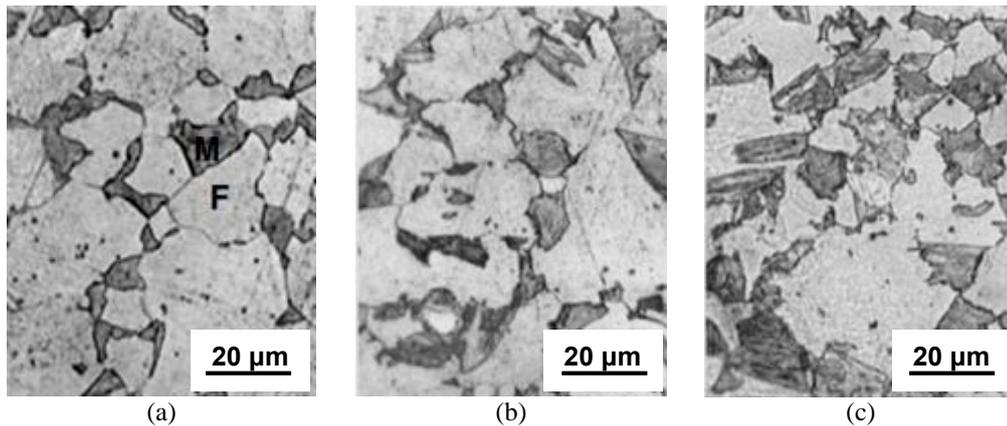
T<sub>1</sub> a T<sub>4</sub>: temperaturas no campo intercrítico,  
 RB: resfriamento brusco.  
 Fonte: MOVAHED et al., 2009 (Adaptado).

Movahed et al. (2009), investigando um aço 0,11%C-0,53%Mn-0,07%Si, obtiveram diferentes microestruturas bifásicas, para distintas temperaturas intercríticas, a partir do tratamento térmico descrito anteriormente, cujos resultados (imagens obtidas por microscopia óptica MO) são exemplificados na figura 3.4. Na figura 3.5 são mostrados em um gráfico os resultados obtidos da fração de volume de martensita ( $V_m$ ) em função das temperaturas de tratamento. Observa-se o aumento de  $V_m$  com a elevação da temperatura. Esse comportamento é confirmado pela regra da alavanca aplicada ao campo bifásico  $\alpha + \gamma$  do diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C, ou seja, com a elevação da temperatura de aquecimento, a quantidade de austenita que posteriormente irá transformar-se em martensita no resfriamento brusco aumenta.

Ghaheri et al. (2014) também avaliaram os efeitos da temperatura intercrítica, com tempo de encharque de 60 minutos, na microestrutura de um aço 0,14%C-1,57%Mn-0,3%Si, com aquecimento a partir da temperatura ambiente de amostras previamente normalizadas e resfriamento em salmoura, conforme o processo representado na figura 3.3. Na figura 3.6 são apresentadas as microestruturas (MO) obtidas para as diferentes temperaturas de recozimento intercrítico direto abordadas. Nas imagens, segundo os autores, podem ser observadas ilhas de martensita

dispostas de maneira contínua, uniforme e em rede, ao longo dos contornos de grão da matriz ferrítica. Conforme verificado no trabalho de Movahed et al. (2009), a elevação na temperatura promoveu o aumento na proporção de martensita.

**Figura 3.4 - Microestruturas bifásicas (MO) obtidas a partir do ciclo de tratamento térmico intercrítico no aço 0,11%C-0,53%Mn-0,07%Si para diferentes temperaturas.**

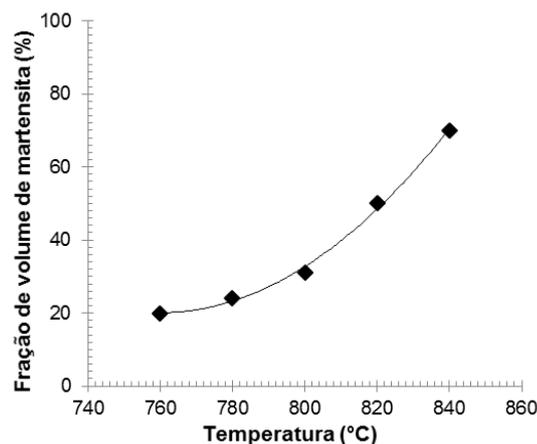


(a) 760°C, (b) 800°C e (c) 820°C.

M – Martensita; F – Ferrita.

Fonte: MOVAHED et al., 2009.

**Figura 3.5- Fração volumétrica de martensita (Vm) em função da temperatura de tratamento térmico intercrítico obtida para um aço 0,11%C-0,53%Mn-0,07%Si.**

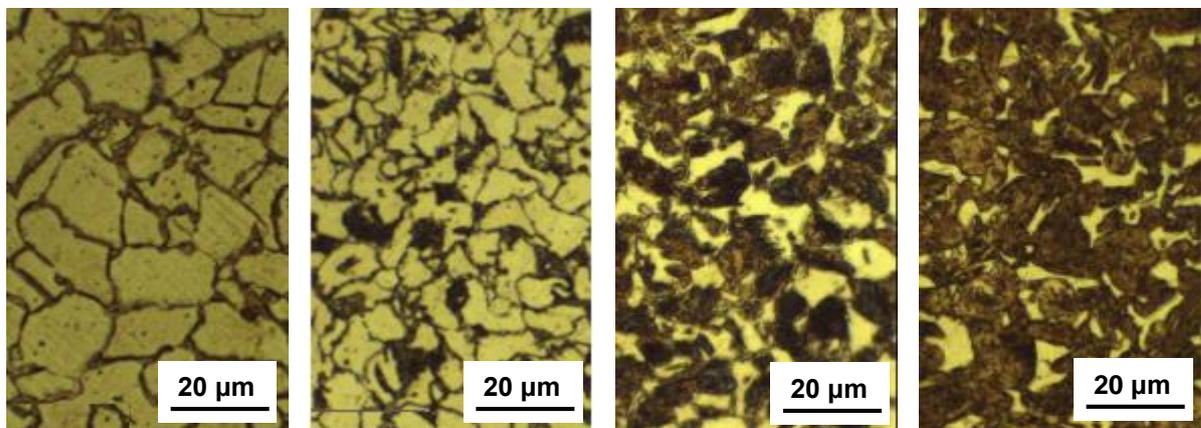


Fonte: MOVAHED et al., 2009 (Adaptado).

Outro método de obtenção de aços bifásicos é a partir do tratamento termomecânico do aço de baixo teor de carbono, processo largamente utilizado em indústrias siderúrgicas. O que difere esta operação das demais é a presença de uma etapa de laminação a frio (LF) durante o processamento térmico. Na figura 3.7 é mostrado um ciclo de tratamento termomecânico, operação utilizada por Mazaheri et

al. (2014a) para obter a estrutura bifásica. Inicialmente, o aço com estrutura consistindo em ferrita e perlita é aquecido até uma temperatura na qual ocorre a transformação austenítica de maneira completa. Após um curto período de tempo, o material é resfriado até uma temperatura no campo intercrítico  $\gamma + \alpha$ . Em seguida, este aço é resfriado bruscamente e, então, é processado por laminação a frio. Após essa etapa de deformação plástica, o aço é novamente aquecido até uma temperatura intercrítica e, por fim, resfriado bruscamente, completando a transformação.

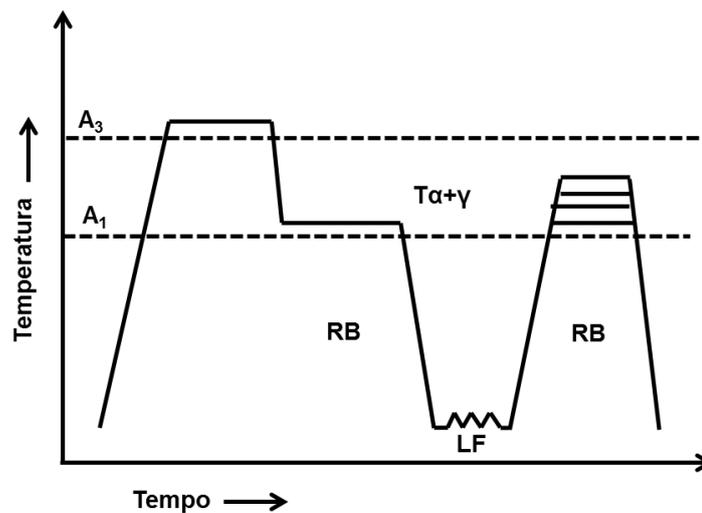
**Figura 3.6 - Microestruturas (MO) obtidas a partir do ciclo de tratamento térmico recozimento intercrítico direto no aço 0,14%C-1,57%Mn-0,3%Si para diferentes temperaturas.**



(a) 725°C, (b) 750°C, (c) 775°C, (d) 800°C.

Fonte: GHACHERI et al., 2014.

**Figura 3.7 - Ciclo de tratamento termomecânico utilizado para a obtenção de aços bifásicos.**



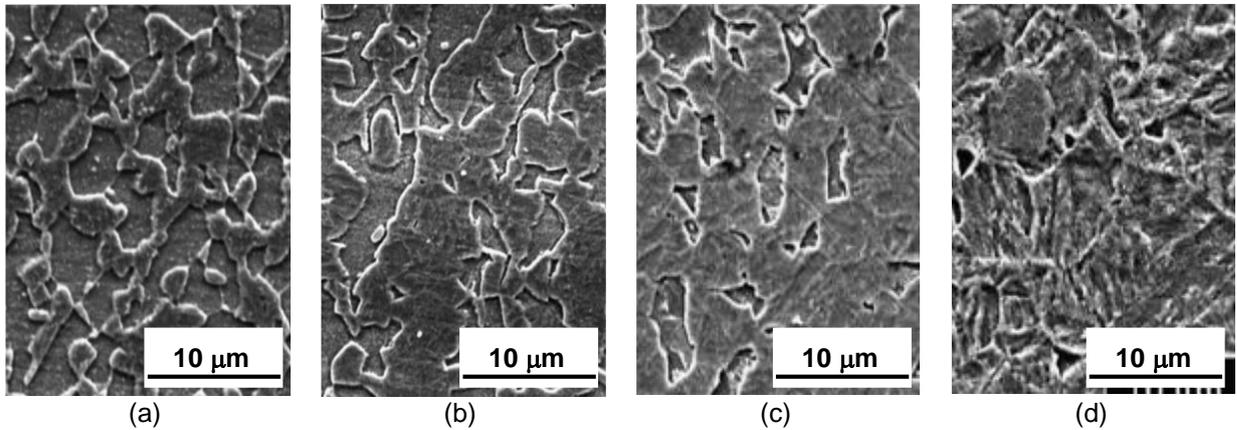
T<sub>y</sub>: temperatura de austenitização, T<sub>α+γ</sub>: temperatura no campo intercrítico, RB: resfriamento brusco, LF: laminação a frio.

Fonte: MAZACHERI et al., 2014a (Adaptado).

Mazaheri et al. (2014a) realizaram o tratamento termomecânico descrito anteriormente em um aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr com as seguintes características: 1) aquecimento inicial a 880°C por 30 minutos, 2) resfriamento até 770°C e manutenção nessa temperatura por 100 minutos, 3) laminação com 80% de redução de área, 4) reaquecimento em diferentes temperaturas com encharque de 8 minutos e 5) resfriamento em água. A microestrutura obtida para cada condição é apresentada na figura 3.8. As imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras mostram uma fase ferrítica uniforme com ilhas de martensita incorporadas à matriz, cuja morfologia é alterada e a quantidade é elevada com o aumento da temperatura. Na tabela 3.1 são mostrados os resultados de fração volumétrica de martensita e de tamanho de grão ferrítico para cada situação. Com a elevação da temperatura, ou seja, com o aumento da proporção de martensita, também é observada a redução do tamanho de grão ferrítico, fenômeno similarmente verificado por Sodjit e Uthaisangsuk (2012) em um tratamento envolvendo apenas o aquecimento intercrítico (recozimento intercrítico). Por fim, observa-se que com o aumento da temperatura utilizada na operação, o teor de carbono da martensita é reduzido. Esse fato é relacionado à diminuição na quantidade do elemento com o aumento da proporção de austenita no reaquecimento intercrítico.

Para aplicações de interesse comercial, o tempo em que o aço permanece à temperatura de tratamento é relativamente curto, da ordem de minutos, o que torna os resultados praticamente constantes. No entanto, atenção especial deve ser dada ao tempo de encharque durante a fabricação das ligas bifásicas, devido à sua influência no crescimento isotérmico da austenita e na homogeneidade química deste constituinte (FONSTEIN, 2015). Na figura 3.9 são mostradas as micrografias (MEV) obtidas por Mazaheri et al. (2015) para o aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr considerando a realização de tratamento termomecânico conforme o descrito para a figura 3.7, porém com aquecimento intercrítico apenas a 770°C e tempos de encharque distintos: 8 min, 10 min, 12 min e 14min. Na tabela 3.2 podem ser observados os resultados de fração volumétrica de martensita, de tamanho de grão ferrítico e de teor de carbono na martensita para essas condições de processamento. Verifica-se o aumento de  $V_m$  com a elevação do tempo do tratamento térmico intercrítico, similarmente ao que ocorre com o tamanho de grão ferrítico. Por outro lado, o teor de carbono na martensita diminui com o aumento do tempo de encharque e com  $V_m$ .

**Figura 3.8 – Microestruturas (MEV) do aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr após processamento termomecânico considerando temperaturas intercríticas distintas e tempo de encharque de 8 minutos.**



(a) 770°C, (b) 790°C, (c) 810°C, (d) 830°C.

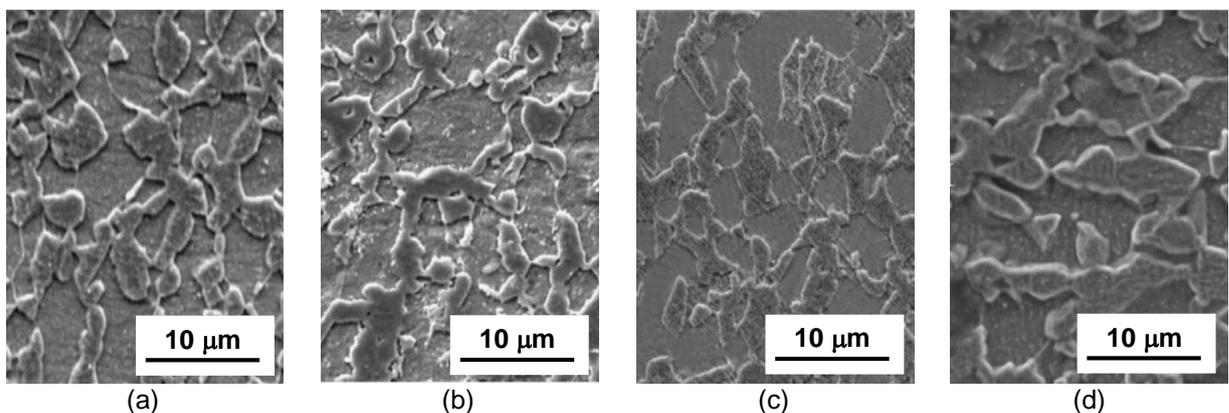
Fonte: MAZAHERI et al., 2014a (Adaptado).

**Tabela 3.1 – Fração volumétrica de martensita, tamanho de grão ferrítico e teor de carbono da martensita de um aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr após processamento termomecânico com aquecimento intercrítico em temperaturas distintas.**

Temperatura Intercrítica	Fração Volumétrica de Martensita $V_m$	Tamanho de Grão Ferrítico	Teor de Carbono da Martensita
770°C	39%	2,25 µm	0,41%
790°C	73%	2,13 µm	0,23%
810°C	84%	1,92 µm	0,20%
830°C	91%	1,42 µm	0,18%

Fonte: MAZAHERI et al., 2014a (Adaptado).

**Figura 3.9 – Microestruturas (MEV) do aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr após processamento termomecânico realizado com temperatura intercrítica de 770°C e tempos de encharque distintos.**



(a) 8 min, (b) 10 min, (c) 12 min, (d) 14 min.

Fonte: MAZAHERI et al., 2015 (Adaptado).

**Tabela 3.2 – Fração volumétrica de martensita, tamanho de grão ferrítico e teor de carbono da martensita do aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr após processamento termomecânico com aquecimento intercrítico a 770°C considerando tempos de encharque distintos.**

Tempo na Temperatura Intercrítica	Fração Volumétrica de Martensita $V_m$	Tamanho de Grão Ferrítico	Teor de Carbono da Martensita
8 min	39,2%	2,25 $\mu\text{m}$	0,41%
10 min	44,7%	2,40 $\mu\text{m}$	0,36%
12 min	47,8%	2,78 $\mu\text{m}$	0,34%
14 min	50,5%	3,24 $\mu\text{m}$	0,32%

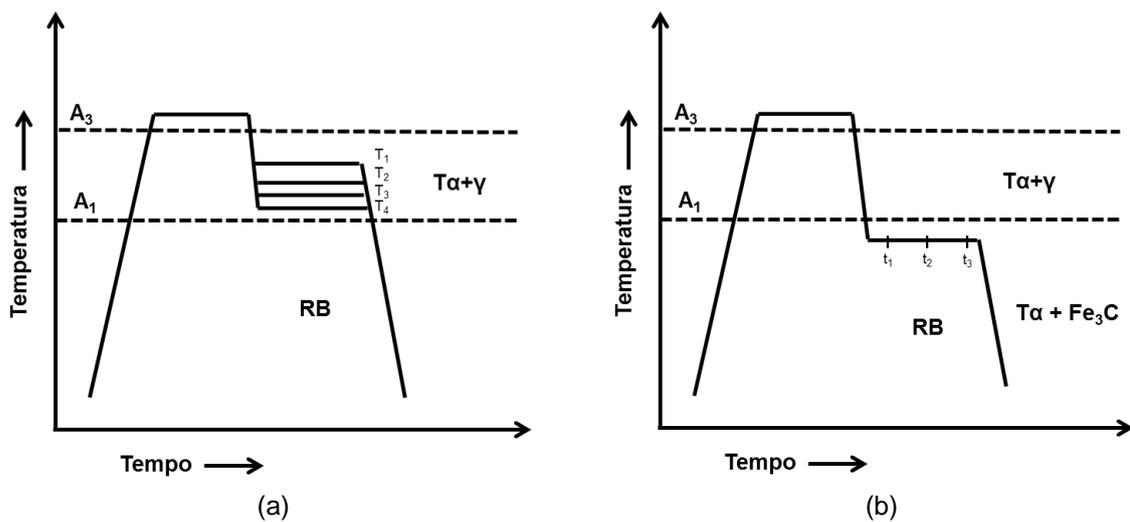
Fonte: MAZAHERI et al., 2015 (Adaptado).

Um terceiro processo para obtenção dos aços bifásicos consiste inicialmente no aquecimento até a austenitização completa do material. Após certo período de tempo, a liga é resfriada até uma temperatura na qual coexistem as fases  $\gamma$  e  $\alpha$  (zona intercrítica, entre as linhas  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  no diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C, mencionado como recozimento intercrítico contínuo), ou as fases  $\alpha$  e Fe<sub>3</sub>C (abaixo da linha  $A_{c1}$ ), ambos procedimentos seguidos de resfriamento brusco (XU et al., 2016; GHAHERI et al., 2014; FERREIDUNI e GHASEMI BANADKOUKI, 2013). Na primeira situação, espera-se que, a princípio, de acordo com a temperatura intercrítica, similarmente às demais operações para a elaboração dos aços bifásicos, diferentes proporções de constituintes sejam formados (XU et al., 2016; GHAHERI et al., 2014). Para a segunda abordagem, em função do tempo de encharque em uma determinada temperatura intercrítica, diferentes quantidades de austenita se transformam em ferrita, sendo que, no resfriamento brusco subsequente, essa austenita se transforma em martensita (FERREIDUNI e GHASEMI BANADKOUKI, 2013). Dessa forma, para essa segunda abordagem, tempos de encharque diversos objetivam alcançar diferentes morfologias e frações volumétricas dos constituintes. Na figura 3.10 são exibidas representações esquemáticas das duas abordagens considerando diferentes temperaturas intercríticas e tempos de encharque.

Na figura 3.11 são apresentadas as micrografias (MO) de um aço 0,22%C–1,20%Mn–0,25%Si–0,2%Cr após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até temperaturas intercríticas distintas dentro do campo bifásico  $\gamma + \alpha$ , com encharque de 60 minutos, e arrefecimento brusco em água, trabalho desenvolvido por Xu et al. (2016). Segundo os autores, a estrutura desenvolvida consistiu em ilhas de martensita em uma matriz ferrítica, sem a presença de outros

constituintes. Similarmente ao que foi verificado para os outros tipos de operações térmicas para a obtenção de aços bifásicos, foi observado que a elevação da temperatura levou ao aumento de  $V_m$ . Por fim, foi constatada a ocorrência de ilhas de martensita de dimensões mais elevadas com o aumento da temperatura. Na tabela 3.3 são mostradas as frações volumétricas  $V_m$  de acordo com a temperatura de tratamento.

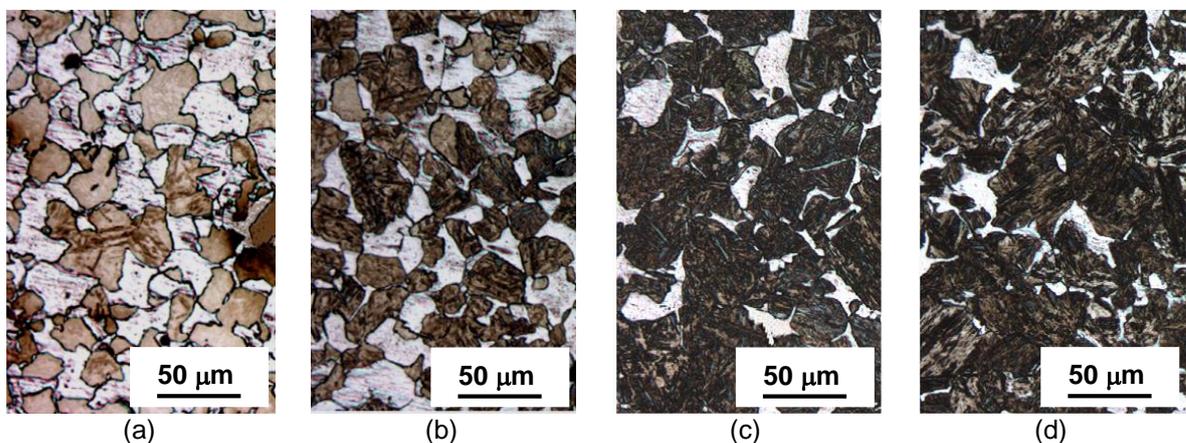
**Figura 3.10 – Representação do recozimento intercrítico contínuo, considerando duas abordagens distintas, de acordo com o campo bifásico considerado.**



(a) resfriamento a partir do campo austenítico até uma temperatura na qual coexistem as fases  $\gamma$  e  $\alpha$  - variação da temperatura e (b) ou as fases  $\alpha$  e  $Fe_3C$  - variação do tempo.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 3.11 – Microestruturas (MO) do aço 0,22%C–1,20%Mn–0,25%Si–0,2%Cr após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até temperaturas intercríticas distintas dentro do campo bifásico  $\alpha + \gamma$  e resfriamento brusco em água.**



(a) 700°C, (b) 725°C, (c) 750°C, (d) 760°C

Fonte: XU et al., 2016 (Adaptado).

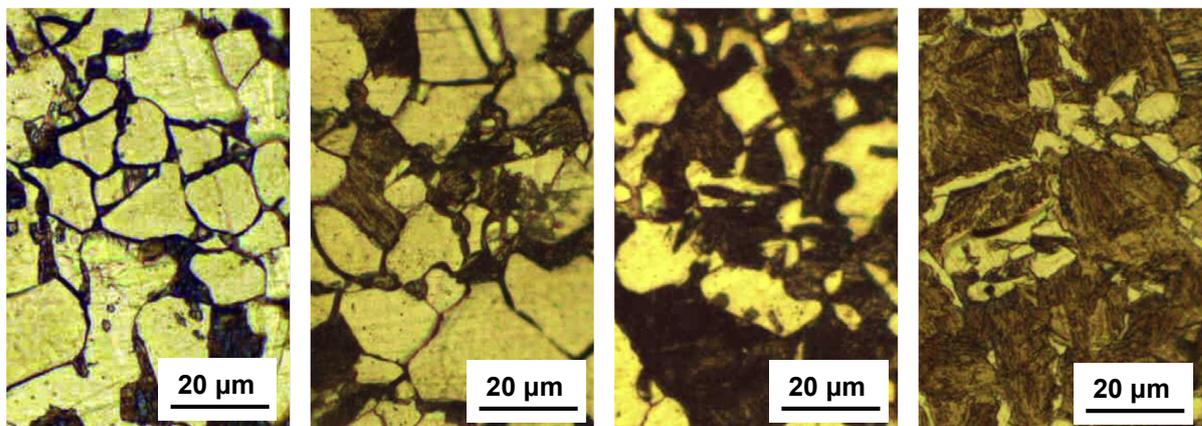
**Tabela 3.3 – Fração volumétrica de martensita do aço 0,22%C–1,20%Mn–0,25%Si–0,2%Cr após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até temperaturas intercríticas distintas dentro do campo bifásico  $\gamma + \alpha$  e resfriamento brusco em água.**

Temperatura Intercrítica	Fração Volumétrica de Martensita $V_m$
700°C	49%
725°C	68%
750°C	85%
760°C	91%

Fonte: XU et al., 2016 (Adaptado).

Ghaheri et al. (2014), no mesmo trabalho cujos resultados foram mostrados anteriormente na figura 3.6, avaliaram os efeitos da temperatura intercrítica na microestrutura do aço 0,14%C-1,57%Mn-0,3%Si com resfriamento a partir do estado austenítico até o campo bifásico  $\alpha + \gamma$  e arrefecimento em salmoura após 60 minutos (o chamado recozimento intercrítico contínuo), conforme a representação esquemática desse tipo de operação de fabricação da figura 3.10(a). As microestruturas (MO) obtidas são mostradas na figura 3.12. Para este tipo de processamento, foram identificadas ilhas de martensita grosseiras, em blocos, de dimensões relativamente mais elevadas em comparação com os demais resultados do trabalho envolvendo o chamado recozimento intercrítico direto. Essas ilhas de martensita estão distribuídas não uniformemente na matriz ferrítica com grãos equiaxiais.

**Figura 3.12 - Microestruturas (MO) obtidas a partir do ciclo de tratamento térmico recozimento intercrítico contínuo no aço 0,14%C-1,57%Mn-0,3%Si para diferentes temperaturas.**

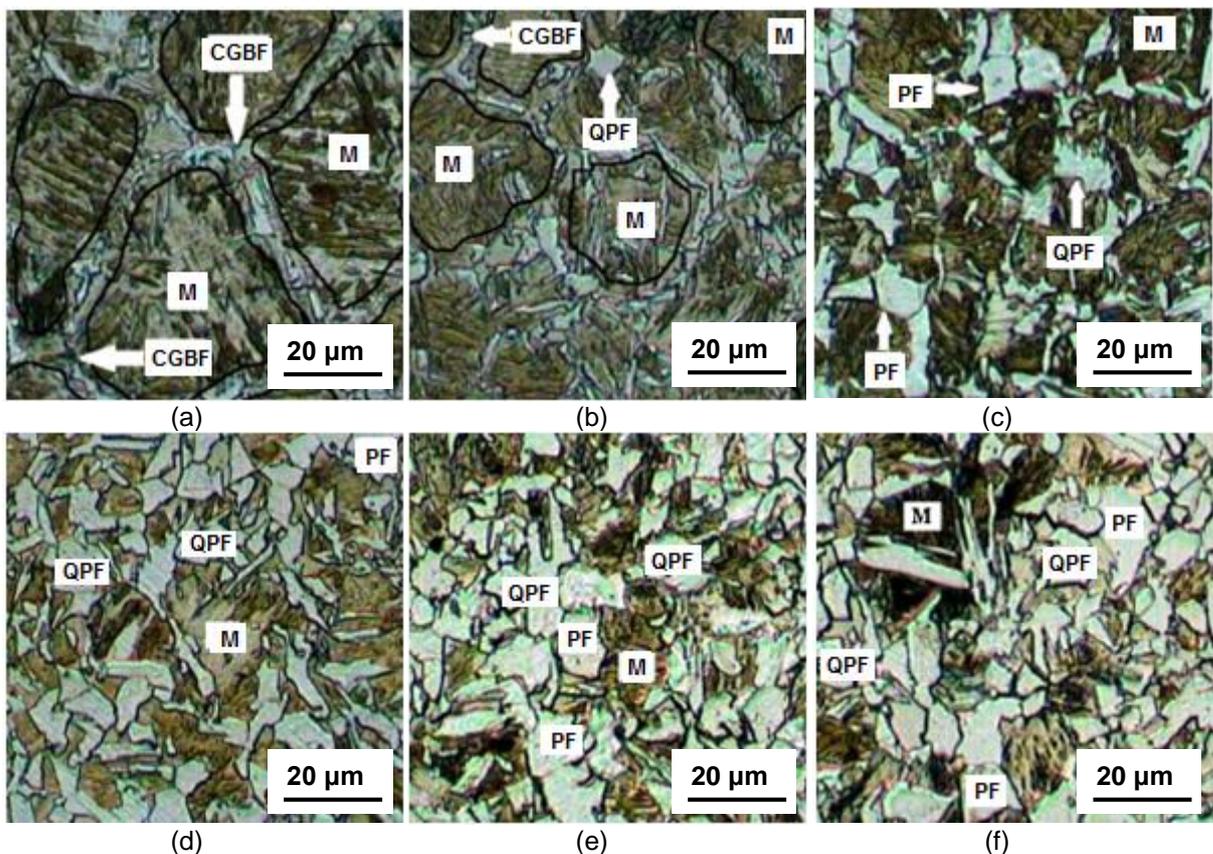


(a) 725°C, (b) 750°C, (c) 775°C, (d) 800°C.

Fonte: GHAHERI et al., 2014.

Fereiduni e Ghassemi Banadkouki (2013), em um trabalho realizado com um aço 0,38%C–0,67%Mn–0,21%Si–0,97%Cr–0,15%Mo, após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até a temperatura de 600°C, abaixo da linha de transformação do diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C A<sub>1</sub>, dentro do campo bifásico  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ , tempos de encharque distintos e resfriamento em óleo (operação de acordo com a representação da figura 3.10(b)), também observaram alteração na proporção dos microconstituintes, conforme as figuras 3.13 e 3.14 e a tabela 3.4. Nesse caso, entretanto, uma vez que o material no estado austenítico foi resfriado até uma zona na qual  $\gamma$  se transformaria em  $\alpha$  (campo de estabilidade das fases  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ), a elevação do tempo implicou na redução da proporção de constituinte endurecido no material, diferentemente do que foi constatado no trabalho cujos resultados foram mostrados anteriormente na figura 3.9 e na tabela 3.2.

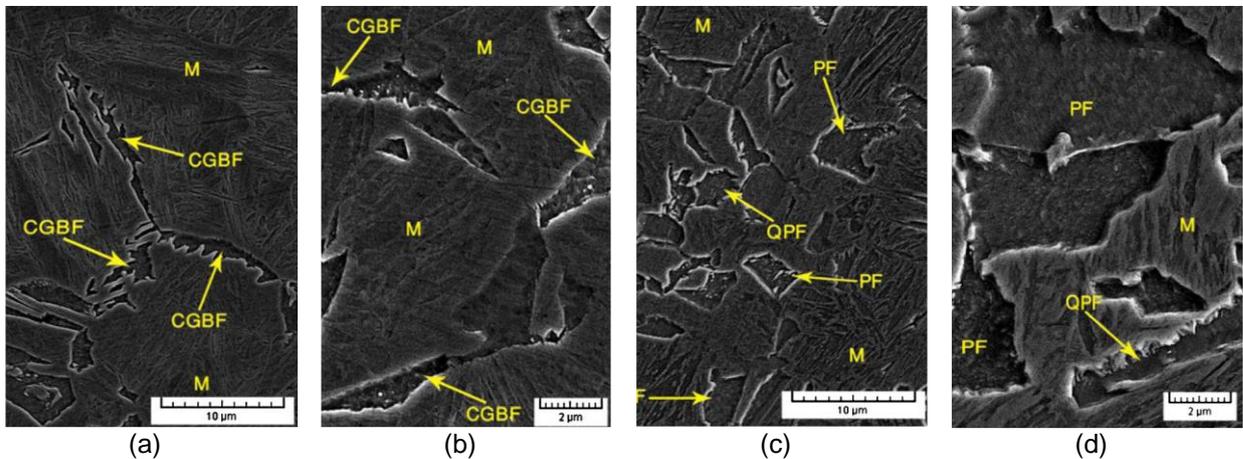
**Figura 3.13 – Microestruturas (MO) do aço 0,38%C–0,67%Mn–0,21%Si–0,97%Cr–0,15%Mo após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até a temperatura de 600°C, dentro do campo bifásico  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ , tempos de encharque distintos e resfriamento em óleo.**



CGBF: ferrita de contorno de grão contínua; QPF: ferrita quasi-poligonal; PF: ferrita poligonal e M: martensita. (a) 20 s; (b) 25 s; (c) 30 s; (d) 35 s; (e) 45 s; e (f) 55 s.

Fonte: FERREIDUNI e GHASSEMI BANADKOUKI, 2013 (Adaptado).

**Figura 3.14 – Microestruturas (MEV) do aço 0,38%C–0,67%Mn–0,21%Si–0,97%Cr–0,15%Mo após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até a temperatura de 600°C, dentro do campo bifásico  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ , dois tempos de encharque distintos e resfriamento em óleo.**



CGBF: ferrita de contorno de grão contínua; QPF: ferrita quasi-poligonal; PF: ferrita poligonal e M: martensita. (a) e (b) 20 s, com ampliações distintas e (c) e (d) 45 s, com ampliações distintas.

Fonte: FEREDUNI e GHASSEMI BANADKOUKI, 2013 (Adaptado).

**Tabela 3.4 – Fração volumétrica de martensita do aço 0,38%C–0,67%Mn–0,97%Cr–0,15%Mo após aquecimento com austenitização completa, resfriamento até a temperatura de 600°C, dentro do campo bifásico  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ , tempos de encharque distintos e resfriamento brusco em óleo.**

Tempo de Encharque	Fração Volumétrica de Martensita $V_m$
20 s	93,47%
25 s	86,14%
30 s	79,38%
35 s	65,72%
45 s	52,40%
55 s	39,89%

Fonte: FEREDUNI e GHASSEMI BANADKOUKI, 2013 (Adaptado).

Em adição à variação na proporção, esses autores verificaram ainda alterações na morfologia dos microconstituintes com a alteração do tempo de encharque (figura 3.13). Para 20 s e 25 s, foram identificadas microestruturas classificadas como ferrita de contorno de grão contínua (CGBF) e ferrita quasi-poligonal (QPF), essa última na vizinhança da estrutura martensítica, surgindo apenas para o tempo de encharque maior. Com a elevação desse parâmetro (30 s, 35 s, 45 s e 55 s), a morfologia da ferrita foi alterada de maneira significativa de contorno de grão contínua para quasi-poligonal e poligonal. Esse mecanismo de transformação foi relacionado ao fato de

que o crescimento da ferrita poligonal é controlado pelo rearranjo difusional dos elementos de liga substitucionais nas interfaces  $\gamma/\alpha$  e pela difusão de longo alcance dos átomos de carbono nas interfaces de  $\alpha$  em crescimento. Tempos mais longos facilitariam esses processos difusionais e, conseqüentemente, uma maior quantidade de ferrita poligonal apareceria na microestrutura. As imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (figura 3.14), conduzidas para tempos de encharque de 20 s e 45 s, corroboram o que foi verificado por microscopia óptica. A ferrita, em geral, nucleou nos contornos de grão austeníticos prévios e as interfaces  $\gamma/\alpha$  cresceram no sentido desses grãos em estágios mais avançados da transformação da  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Como resultado foi observado a alteração da morfologia de ferrita de contorno de grão contínua para ferrita quasi-poligonal e poligonal.

### **3.2 Parâmetros que Influenciam a Microestrutura de Aços Bifásicos**

Considerando os resultados apresentados como exemplos para os três tipos de processamento para obtenção dos aços bifásicos, verifica-se que, para uma dada condição inicial, alguns parâmetros passíveis de controle determinam a microestrutura dessas ligas. Dentre esses parâmetros podem ser destacados: microestrutura inicial do aço, taxa de resfriamento, temperatura, tempo de encharque e elementos de liga presentes no material.

A microestrutura inicial do aço pode afetar a cinética de transformação da austenita e a morfologia da mistura ferrita – austenita anterior ao resfriamento. No caso de aços laminados a quente, segundo Wolff (2008), a microestrutura inicial da liga antes do tratamento é extremamente importante, pois é a responsável por fixar o tamanho dos grãos de ferrita e os sítios em que a austenita será formada. Muitos estudos relacionados às transformações de fase que ocorrem na produção de microestruturas bifásicas focam no processo que segue à austenitização. No entanto, as transformações que ocorrem no aquecimento e na microestrutura imediatamente após o aquecimento, como fração volumétrica de austenita, sua morfologia, sítios de nucleação (se for o caso, de acordo com o processo de fabricação), distribuição e composição química dos grãos austeníticos impactam fortemente as transformações de fase durante o resfriamento subsequente. Com isso, a microestrutura final e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do material são fortemente influenciadas (FONSTEIN, 2015).

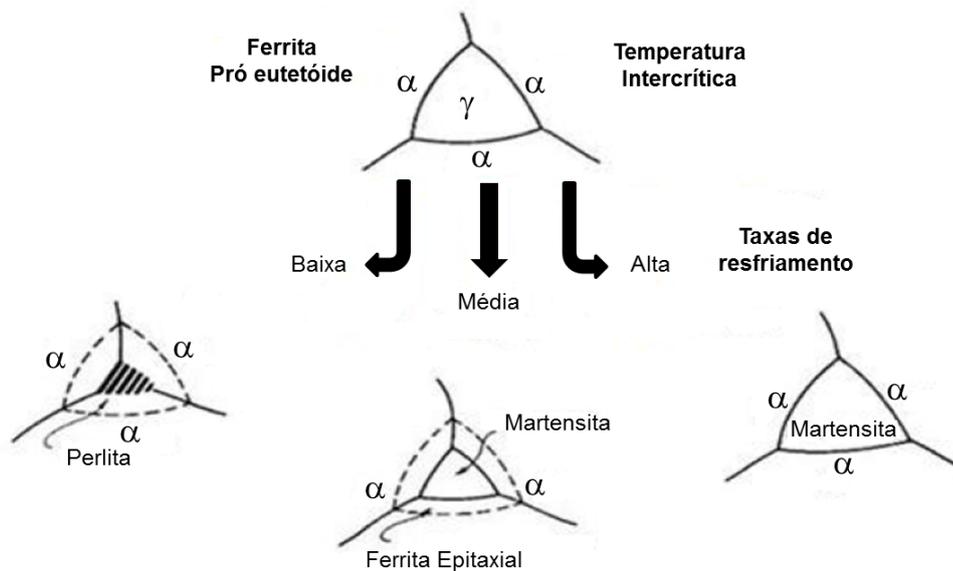
Os efeitos da microestrutura inicial do aço foram exemplificados nas figuras 3.6 e 3.12, descritas anteriormente, relacionadas à realização de recozimento intercrítico direto e de recozimento intercrítico contínuo, respectivamente (GHAHERI et al., 2014). Para o primeiro processo, situação na qual o material foi aquecido da temperatura ambiente até diversas temperaturas intercríticas, a estrutura inicial era composta pelos constituintes ferrita e perlita. Com o aquecimento, a perlita se transformou em austenita, que acabou por situar-se nos contornos de grão ferríticos. Com a elevação do tempo de encharque, os grãos da ferrita remanescentes cresceram. Após o resfriamento, como produto final, a microestrutura era formada por ilhas de martensita uniformemente distribuídas na matriz ferrítica. Por outro lado, considerando o recozimento intercrítico contínuo, a microestrutura inicial era composta de grãos de austenita. Com o resfriamento até o campo bifásico, a ferrita nucleou e cresceu nos contornos de grão austeníticos. Dessa forma, a austenita que permaneceu se transformou nas ilhas de martensita, de dimensões mais elevadas e heterogeneamente distribuídas, circundadas pelos grãos de ferrita. Por fim, como consequência das diferenças mencionadas, apesar da temperatura intercrítica e do tempo de encharque similares, as propriedades mecânicas foram distintas.

Os efeitos da taxa de resfriamento na geração dos aços bifásicos são mostrados na representação esquemática da figura 3.15, a partir da estrutura  $\alpha + \gamma$ , considerando altas, intermediárias e baixas velocidades de arrefecimento. Altas taxas de resfriamento resultam em uma transformação quase completa da austenita (ou porção austenítica do material) em martensita. Taxas intermediárias de resfriamento resultam em ferrita epitaxial e outros produtos de decomposição da austenita, além da martensita. Por fim, taxas muito baixas levam à formação apenas de ferrita epitaxial e misturas de ferrita e carbonetos (KRAUSS, 2015).

A temperatura de tratamento térmico, cujos efeitos foram exemplificados para os três tipos de processamento descritos anteriormente, basicamente irá determinar a quantidade de austenita e seu teor de carbono. Esse, por sua vez, pode ser considerado um fator determinante para a temperabilidade dessa austenita, influenciando na proporção e nos tipos de constituintes formados no resfriamento subsequente (FONSTEIN, 2015). Para uma taxa de arrefecimento elevada, a redução na temperatura intercrítica empregada e, conseqüentemente, a elevação no teor de carbono da austenita transformada, pode levar ao desenvolvimento final de uma estrutura martensítica que passa de uma morfologia de ripas para uma morfologia do

tipo maclada, acompanhada de certa quantidade de austenita retida. Por outro lado, com a elevação da temperatura intercrítica, para o caso da presença de carbonetos na microestrutura inicialmente exibida pelo aço, a dissolução dos precipitados se torna mais efetiva e, com isso, ocorre um aumento do teor de carbono na austenita presente, contribuindo para sua temperabilidade (GARCIA et al., 2011). De maneira geral, a fração de volume de martensita aumenta com a temperatura intercrítica utilizada (XU et al., 2016; GHADERI et al. 2014; MAZAHARI et al., 2014a; HÜSEYIN et al., 2010; MOVAHED et al., 2009).

**Figura 3.15 - Representação do efeito da taxa de resfriamento sobre a transformação da austenita, a partir da temperatura de recozimento intercrítico até a temperatura ambiente.**

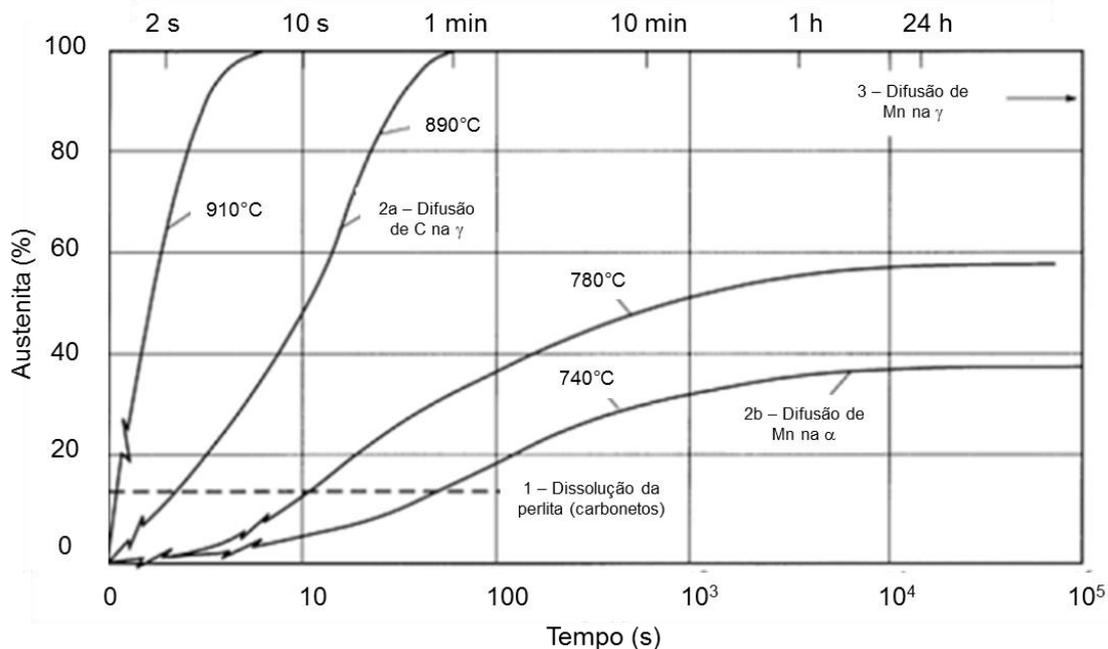


Fonte: KRAUSS, 2015 (Adaptado).

Considerando o tempo de encharque, especial atenção deve ser conferida a essa variável na permanência da liga na temperatura intercrítica, uma vez que tanto o crescimento isotérmico da austenita como sua homogeneidade química serão influenciados (FONSTEIN, 2015). Nesse caso, o crescimento da austenita estaria relacionado à realização de recozimento intercrítico direto (conforme a representação da figura 3.3). Na figura 3.16 é reportada, como exemplo, a cinética de transformação da microestrutura inicial do material em austenita em diferentes temperaturas para um aço 0,12%C-1,5%Mn em relação ao seu tempo de permanência no campo intercrítico (SPEICH, 1990). Inicialmente ocorre a nucleação instantânea da austenita em colônias de perlita ou na interface dos carbonetos. Em seguida, os grãos de austenita

crecem rapidamente, ao mesmo tempo em que ocorre a dissolução da perlita e dos carbonetos presentes. Posteriormente, acontece a difusão do carbono na austenita para temperaturas de recozimento mais altas, ou a difusão de manganês na ferrita, mais importante para temperaturas de tratamento mais baixas. Finalmente, ocorre um equilíbrio muito lento entre ferrita e austenita. Nesse momento, a difusão de manganês da ferrita para austenita se dá de forma controlada, em baixa temperatura e longo tempo.

**Figura 3.16 – Cinética de transformação da austenita em um aço 0,12%C-1,5%Mn.**



Fonte: SPEICH, 1990.

Segundo Chiaverini (2005), o aumento da quantidade de elementos de liga (deslocamento das curvas TTT para a direita, com exceção do cobalto) e a redução da temperatura de recozimento aumentam a temperabilidade da austenita, deslocando as fronteiras de formação da martensita para taxas de resfriamento menores. Hüseyin et al. (2010) constataram em seus estudos que elementos de liga (tais como Cr e Mo) aumentam o carbono equivalente e facilitam a transformação da austenita em martensita. Os elementos de liga também são responsáveis por reduzir o tamanho de grão ferrítico no aço bifásico caso, por exemplo, do manganês. Em adição a esse fato, garantem a formação da estrutura ferrítica-martensítica, inibindo o surgimento de outros constituintes na etapa de resfriamento rápido, como perlita ou

bainita, proporcionando também um melhor controle da dureza (cromo e silício) e das propriedades mecânicas finais do material (PAPA RAO et al., 2013).

### 3.3 Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos

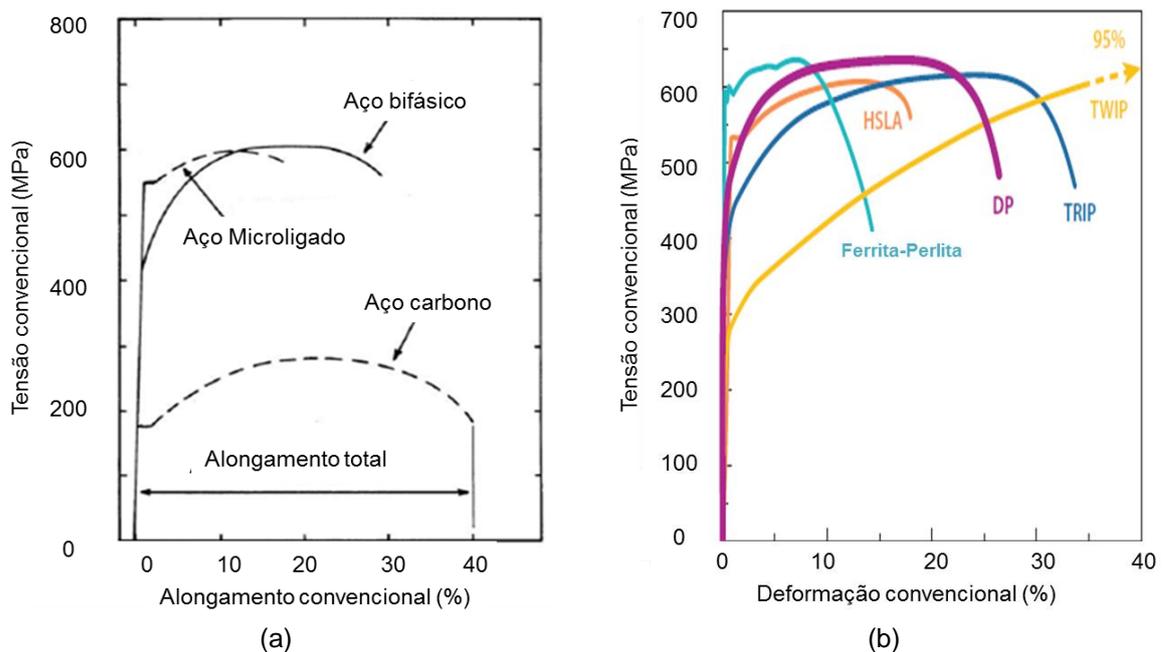
A microestrutura bifásica possui como características gerais boas resistência mecânica e ductilidade, conformabilidade, escoamento contínuo (ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferrítico-perlíticos, mesmo microligados), e ainda apresenta relativa elevada capacidade de encruamento.

Na figura 3.17a pode ser observada a comparação de curvas típicas obtidas em ensaios de tração para aços carbono, microligados e bifásicos. Verifica-se que o aço bifásico apresenta um comportamento intermediário entre os outros dois materiais, mostrando resistência mecânica similar ao do aço microligado e ductilidade mais próxima à do aço carbono (MATLOCK et al., 2012). Tasan et al. (2015) também compararam o comportamento à tração de aços bifásicos com aços ferrítico-perlíticos, aços de alta resistência e baixa liga (*high strength low alloy* – HSLA), TRIP e TWIP (figura 3.17b). As propriedades mecânicas dos aços bifásicos são únicas quando comparadas as de outros aços. A combinação de uma matriz macia com uma segunda fase dura sugere um comportamento semelhante ao de aços ferrítico-perlíticos. No entanto, seu escoamento precoce e contínuo produzem uma alta taxa de encruamento inicial, alta resistência e boa ductilidade. Quando comparado à geração mais recente de aços avançados de alta resistência, embora estes apresentem maior ductilidade, os aços bifásicos são capazes de manter altos níveis de resistência.

A resistência mecânica de aços bifásicos é interpretada como resultado da somatória da resistência proveniente do ferro puro e dos diversos mecanismos de endurecimento que atuam em sua microestrutura, tais como: solução sólida de átomos intersticiais e substitucionais, refino do grão, presença de mais de uma fase com características distintas e o próprio encruamento, entre outros (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006). Entretanto, estes mecanismos de endurecimento podem se comportar de maneira diferente durante a deformação devido a diversos fatores. Como exemplo menciona-se o fato de que a resistência da martensita depende de todas as condições que influenciam na distribuição de tensão e deformação entre as fases, como a continuidade das fases, a taxa de resistência das fases ferrita e martensita e ainda a deformação total do aço. Outro elemento a ser considerado é o

fato de que as propriedades intrínsecas da ferrita e da martensita em uma condição de coexistência das duas fases diferem daquelas em condição de fase única. Alguns pesquisadores observaram que a resistência mecânica da martensita em uma mistura de fases é menor que em um aço carbono temperado. Por outro lado, a resistência da ferrita em aços bifásicos pode ser maior que em aços inoxidáveis ferríticos de mesma composição química. Nesse caso, essa é determinada pelo espaçamento entre as ilhas de martensita (FONSTEIN, 2015).

**Figura 3.17 - Comparação entre as curvas tensão - deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços carbono, microligado, bifásico, ferrítico-perlíticos, HSLA, TRIP e TWIP.**



(a) Comparação entre aço carbono, microligado e bifásico e (b) comparação entre aços bifásicos e ferrítico-perlíticos; HSLA, TRIP e TWIP.

Fonte: MATLOCK et al., 2012; TASAN et al., 2015 (Adaptado).

Considerando ainda a resistência mecânica dos aços bifásicos, para a ferrita, essa propriedade é, em geral, determinada pela sua composição, tamanho de grão e inicial densidade de discordâncias, enquanto a resistência da martensita depende principalmente do seu teor de carbono. O limite de escoamento da martensita aumenta com o aumento do seu teor de carbono. Grãos mais finos de ferrita, alto teor de carbono e elevada fração volumétrica de martensita são os principais responsáveis pelo aumento da resistência mecânica em aços bifásicos (CHEN et al., 2014).

Mazaheri et al. (2014a) apresentaram resultados a respeito da influência de alguns parâmetros de tratamento sobre as propriedades mecânicas de aços bifásicos

0,17%C- 1,15%Mn- 0,4%Si. O aumento da temperatura de recozimento intercrítico leva à elevação gradual das tensões limite de escoamento e limite de resistência à tração (figura 3.18a). O efeito do aumento da resistência proveniente da martensita é atribuído a três principais fatores:

- i) A fase martensítica é capaz de transportar uma carga substancial que é recebida a partir da matriz ferrítica.
- ii) A martensita pode afetar o comportamento de deformação (tensão de fluxo e encruamento) da matriz de ferrita por meio da introdução de tensões internas. Esta é uma característica de materiais bifásicos e é resultante do gradiente da tensão entre as fases constituintes com diferentes comportamentos de deformação.
- iii) A presença da martensita pode afetar a fase ferrítica devido ao aumento da densidade de discordâncias adicionais na estrutura da ferrita com a alta temperatura de recozimento intercrítico. Isto pode estar relacionado à redução do teor de carbono na martensita para altas frações de volume de martensita.

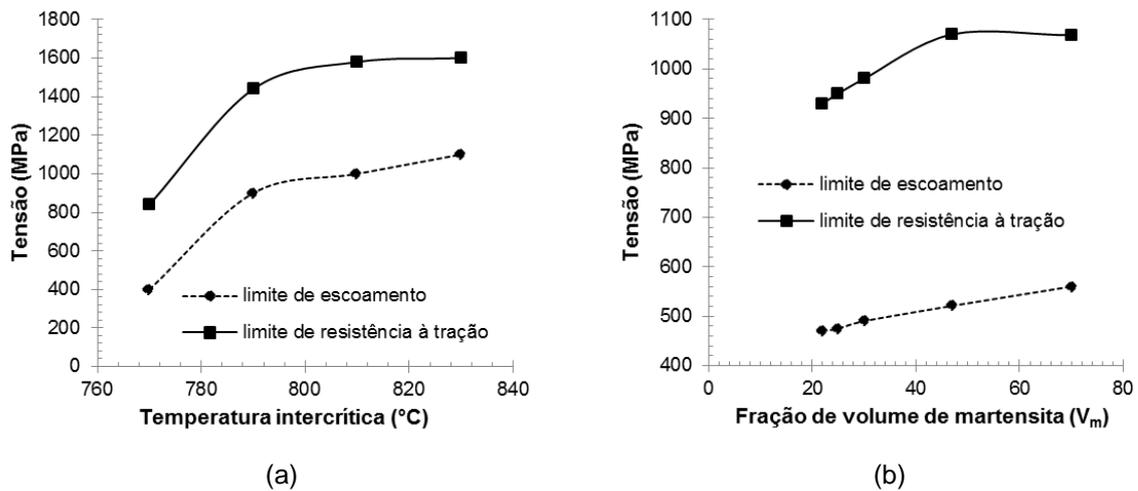
Movahed et al. (2009) observaram para um aço bifásico 0,11%C-0,53%Mn-0,07%Si que o limite de escoamento aumenta quase que linearmente com a elevação da fração de volume de martensita,  $V_m$ . Por outro lado, o limite de resistência à tração aumenta com o aumento de  $V_m$  em um primeiro momento, depois se torna praticamente constante, conforme ilustrado na figura 3.18b. Movahed et al. (2009) também constataram que o limite de resistência atinge um valor máximo quando é obtida 50% de fase martensítica, e ainda concluíram que o teor de carbono da fase martensítica decresce com o aumento de sua fração volumétrica, afetando consideravelmente sua resistência.

A tensão de escoamento relativamente baixa e a baixa relação limite de escoamento / limite de resistência, cujos valores podem variar entre 0,4-0,6, são características intrínsecas dos aços bifásicos. A justificativa para o comportamento apresentado por estes materiais tem sido atribuída à presença de discordâncias móveis associadas à alteração volumétrica relacionada à transformação martensítica de baixa temperatura e a tensão residual oriunda da variação volumétrica desenvolvida durante a mudança de fases (DIETER, 1981; GÜNDÜZ, 2009 FONSTEIN, 2015).

Em adição à temperatura de tratamento térmico, o tempo de recozimento também se apresenta como um parâmetro importante no comportamento mecânico dos aços bifásicos. Mazaheri et al. (2015), para o aço 0,17%C-1,15%Mn-0,4%Si-

0,95%Cr (cujos resultados de microestrutura foram mencionados anteriormente), verificaram o aumento gradual dos limites de escoamento ( $T_e$ ) e de resistência à tração ( $T_R$ ) com o aumento do tempo de recozimento intercrítico (figura 3.19). Contudo, o alongamento uniforme ( $A_u$ ), alongamento total ( $A_T$ ) e a tenacidade diminuíram com o aumento do tempo de encharque. A tabela 3.5 mostra o resultado de algumas propriedades de tração de aços bifásicos para diferentes tempos de recozimento intercrítico.

**Figura 3.18 - Variações do limite de escoamento e limite de resistência à tração com a fração volumétrica de martensita para aços 0,17%C- 1,15%Mn- 0,4%Si e 0,11%C-0,53%Mn-0,07%Si.**



(a) Com a temperatura de recozimento intercrítico, e (b) com a fração de volume da martensita.

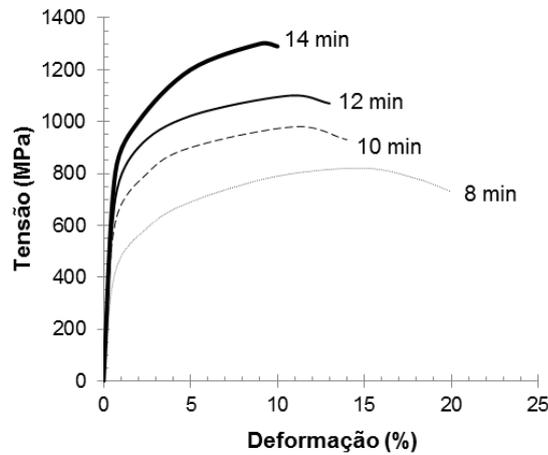
Fonte: MAZAHARI et al., 2014a, MOVAHED et al., 2009 (Adaptado).

O refinamento da estrutura do aço bifásico também leva a uma melhoria no nível de resistência sem significativa redução na ductilidade. De acordo com a relação de Hall-Petch (a qual é aplicada para vários dos metais policristalinos monofásicos ou bifásicos) (equação 3.1), a redução do tamanho de grão ferrítico  $d$  e um aumento de  $V_m$  resultam em um aumento da tensão de escoamento  $T_e$ : No entanto, o efeito da fração de volume de martensita ( $V_m$ ) predomina (TSIPOURIDIS, 2006; MAZAHARI et al., 2015).

$$T_e = T_o + k_e d^{-1/2} \quad (3.1)$$

Onde  $T_o$  e  $k$  são duas constantes.

**Figura 3.19 - Curvas de engenharia tensão-deformação de aços bifásicos 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr tratados a 770°C para diferentes tempos de recozimento intercrítico.**



Fonte: MAZAHERI et al. 2015 (Adaptado).

**Tabela 3.5 – Resultados de ensaios de tração de aços bifásicos 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr para diferentes condições de recozimento intercrítico.**

Tempo de recozimento (min)	$T_e$ (MPa)	$T_r$ (MPa)	AU (%)	AT (%)
8	422 ± 18	838 ± 14	15,55 ± 0,45	20,01 ± 0,59
10	600 ± 15	1000 ± 10	11,60 ± 0,40	14,63 ± 0,47
12	700 ± 10	1107 ± 13	10,64 ± 0,56	12,98 ± 1,12
14	801 ± 19	1300 ± 25	9,05 ± 0,65	10,24 ± 0,76

Fonte: MAZAHERI et al., 2015 (Adaptado).

O escoamento contínuo, outra característica típica dos aços bifásicos, tem sido associado ao grande número de discordâncias móveis presentes na ferrita introduzidas pela transformação da austenita para martensita, em virtude da expansão volumétrica durante esse fenômeno. A microestrutura tipicamente consiste de regiões de baixa densidade de discordâncias no interior dos grãos. Entende-se que a heterogeneidade na distribuição das discordâncias é a principal responsável pelas propriedades mecânicas destes materiais. Removendo-se esta heterogeneidade, os aços bifásicos perdem suas características específicas. Dessa forma, algumas condições devem ser satisfeitas para que um aço bifásico exiba escoamento contínuo, sendo a mais importante a produção de uma quantidade suficiente de discordâncias na ferrita, as quais devem permanecer móveis à temperatura ambiente (FONSTEIN, 2015; GÜNDÜZ, 2009; FONSECA et al., 2005).

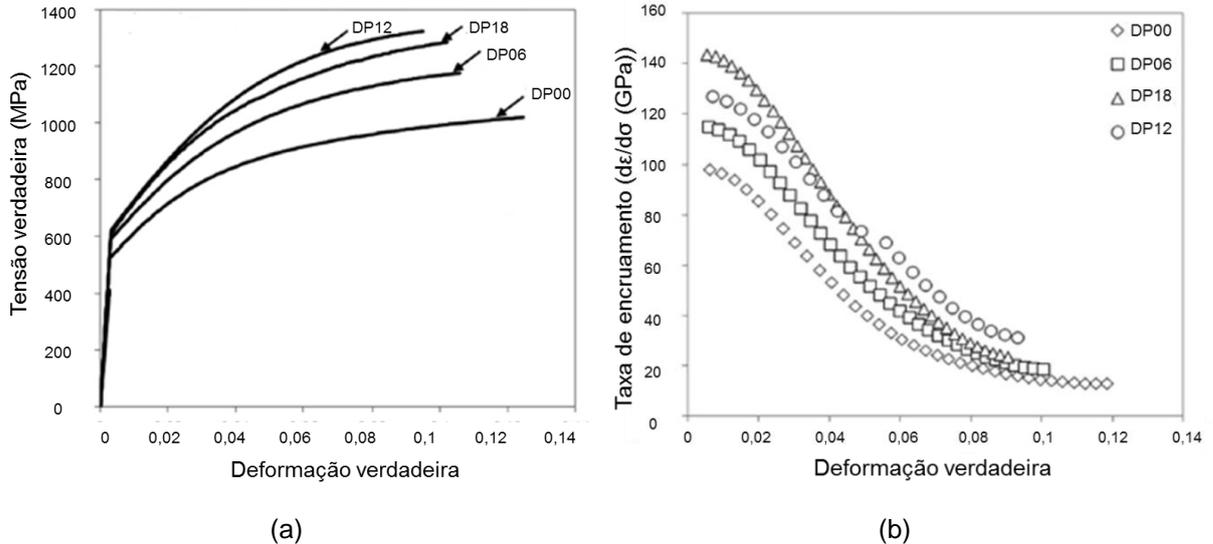
A alta taxa de encruamento nos aços bifásicos tem sido relacionada tanto à presença da martensita como aos efeitos ocasionados pelo aumento da densidade de discordâncias e uma distribuição inicial heterogênea dessas dentro da ferrita, além da própria dinâmica da deformação desses materiais, que se dá em estágios. Ressalta-se ainda que a austenita, enriquecida com carbono durante o processamento, pode não se transformar completamente em martensita, resultando na presença de pequenas quantidades de austenita retida. A quantidade de austenita retida depende da temperabilidade da fase austenítica sendo transformada e do tamanho de suas partículas. A transformação com deformação da austenita retida para martensita pode também ter uma importante função (GÜNDÜZ, 2009).

Kalashami et al. (2016) analisaram o comportamento de quatro aços bifásicos 0,13%C-1,0%Cr-0,3%Si-0,95%Mn com diferentes teores de nióbio (0; 0,06; 0,12 e 0,18%Nb) empregando diversos tempos de encharque no campo intercrítico de um processamento termomecânico. As curvas tensão-deformação verdadeiras e a variação da taxa de encruamento para o tempo de encharque 6 minutos são apresentadas na figura 3.20. Nota-se que todos os aços bifásicos apresentaram escoamento contínuo e alta taxa de encruamento inicial, características comumente observadas em aços bifásicos. Verifica-se que inicialmente a taxa de encruamento sofre rapidamente um declínio linear, em seguida, este declínio torna-se mais lento e praticamente exponencial. Este comportamento está associado à região que primeiro se deforma, a matriz ferrítica (macia), que posteriormente transfere a carga para a martensita. Balliger e Gladman (1981) demonstraram que a taxa de encruamento em aços bifásicos depende da fração de volume e do tamanho médio da fase martensítica. Outros fatores relacionados a alta taxa de encruamento dos aços bifásicos serão melhor discutidos no tópico seguinte deste trabalho.

A relativamente alta ductilidade é considerada uma das vantagens dos aços bifásicos, propriedade comumente investigada em termos de alongamento uniforme e total. Movahed et al. (2009) (no mesmo trabalho cujos resultados de microestrutura são mostrados na figura 3.4) verificaram o aumento dos alongamentos uniforme e total com o aumento da fração volumétrica de martensita até que essa atinja um valor de aproximadamente 50%, em seguida, observa-se uma queda gradativa desses valores (figura 3.21a). Resultados similares foram observados por Kumar et al. (2008) para um aço 0,08%C-1,38%Mn-0,49%Si-0,22%Nb. Por outro lado, Mazaheri et al. (2014a) constataram a ocorrência de redução no alongamento uniforme e no alongamento

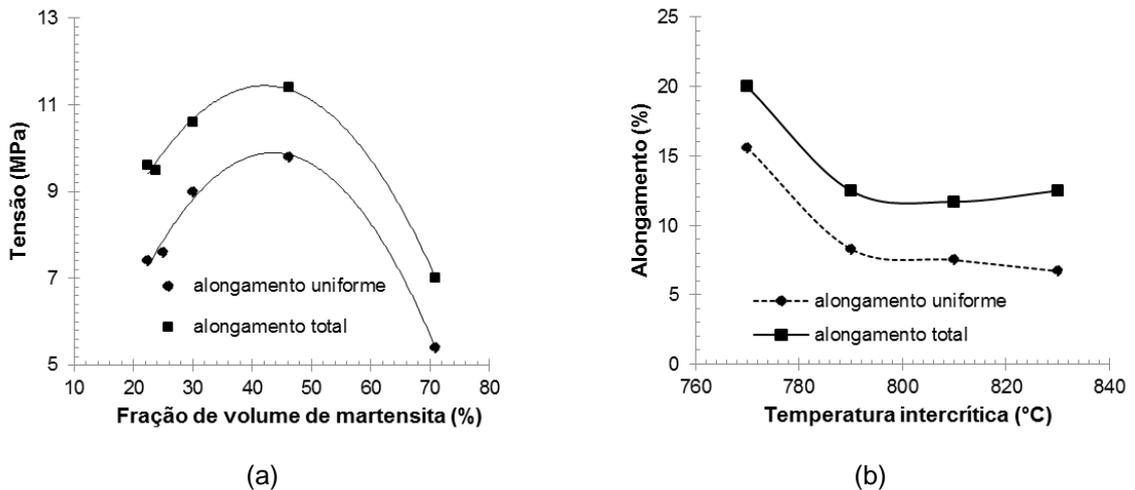
total com a elevação da temperatura de tratamento intercrítico direto, ou seja, com a fração volumétrica de martensita no aço bifásico (conforme tabela 3.1), independe da quantidade dessa (figura 3.21b).

**Figura 3.20 – Curvas tensão-deformação verdadeiras e correspondentes taxas de encruamento para aços bifásicos 0,13%C-1,0%Cr-0,3%Si-0,95%Mn com diferentes teores de Nb.**



(a) Curvas tensão-deformação verdadeiras e (b) taxa de encruamento-deformação verdadeira. Fonte: KALASHAMI et al., 2016 (Adaptado).

**Figura 3.21 – Variações nos alongamentos uniforme e total para aços bifásicos.**



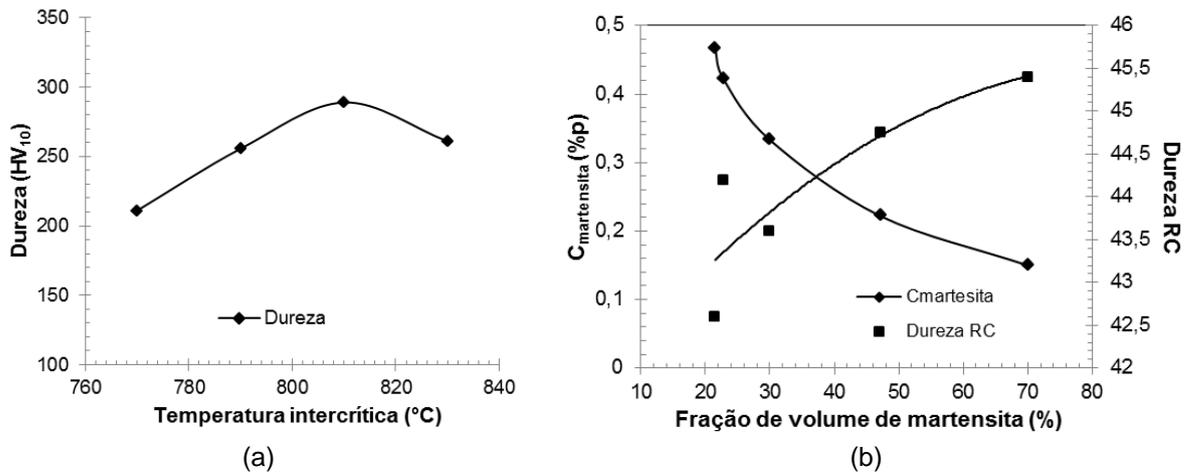
(a) Com a fração volumétrica de martensita - aço 0,11%C-0,53%Mn-0,07%Si e (b) com a temperatura de recozimento intercrítico - 0,17%C- 1,15%Mn- 0,4%Si.

Fonte: MOVAHED et al., 2009; MAZAHERI et al., 2014a (Adaptado).

A dureza de um aço bifásico é função do volume de martensita ( $V_m$ ), dos constituintes presentes e de seus valores de dureza individualmente. Mazaheri et al.

(2014a) e Movahed et al. (2009) avaliaram a dureza de aços bifásicos em relação a temperatura intercrítica, fração de volume de martensita e o teor de carbono. O aumento da temperatura de recozimento intercrítico direto e a elevação do volume de martensita levaram a dois efeitos contraditórios na dureza. Primeiramente, o aumento da temperatura de recozimento intercrítico e volume de martensita elevaram a dureza do aço bifásico devido ao aumento da fração de volume da fase mais dura. Entretanto, a concentração de carbono diminui com o aumento de  $V_m$  e a dureza da martensita é fortemente dependente do seu teor de carbono. Para aços bifásicos com alta fração de martensita, a combinação destes dois fatores tem afetado o efeito de  $V_m$  na dureza. Como pode ser observada nas figuras 3.22a e 3.22b, a redução da dureza por um novo aumento na  $V_m$ , pode estar relacionada à redução no teor de carbono na martensita.

**Figura 3.22 – Variações nos valores dureza com a temperatura de recozimento intercrítico,  $V_m$  e teor de carbono.**



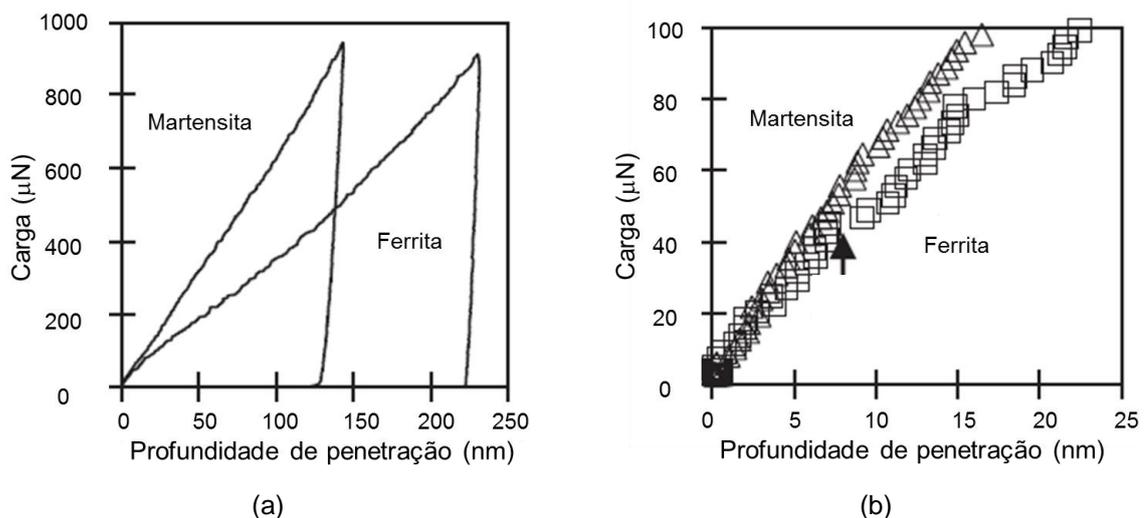
(a) temperaturas de recozimento intercrítico distintas - aço 0,17%C–1,15%Mn–0,4%Si–0,95%Cr e (b) frações volumétricas de martensita e teores de carbono distintos - aço 0,11%C–0,53%Mn–0,07%Si  
 Fonte: MAZAHERI et al., 2014a, MOVAHED et al., 2009 (Adaptado).

Ensaio de ultramicrodureza e nanodureza podem ser utilizados quando se deseja investigar isoladamente as propriedades de cada fase de um material multifásico. Os ensaios de ultramicrodureza e nanodureza consistem basicamente em forçar um penetrador sobre a superfície do material com uma carga muito baixa usando um instrumento de alta precisão capaz de registrar a carga e a profundidade de penetração continuamente. As propriedades mecânicas podem ser verificadas a

partir da obtenção das curvas de profundidade de penetração sob carga/descarga por meio adequado de análise de dados (MAZAHERI et al., 2015).

Hayashi et al. (2013) estudaram individualmente as propriedades mecânicas das fases ferrítica e martensítica de um aço bifásico de composição 0,16%C-1,0%Si-1,5%Mn a partir de um ensaio de nanodureza. Na figura 3.23a são mostradas curvas carga-deslocamento obtidas pelos pesquisadores. Verifica-se que os picos das curvas das fases ferrítica e martensítica apresentam valores muito próximos, entretanto a profundidade de penetração da ferrita é maior que da martensita. Este resultado implica que a martensita apresenta uma maior resistência a deformação que a ferrita, conforme esperado. Na figura 3.23b são mostrados os estágios iniciais das curvas carga-deslocamento da figura 3.23a. A curva de carregamento da martensita exibe um comportamento considerado contínuo de deformação, enquanto a ferrita apresenta um comportamento descontínuo, com inclinações distintas, conforme exemplificado/indicado pela seta. Segundo os autores, o comportamento da fase ferrítica pode ser explicado pela nucleação de discordâncias em uma região livre dessas imperfeições lineares, o que sugere que estas não são introduzidas de forma intensa no interior dos grãos ferríticos.

**Figura 3.23 – Curvas típicas de carga-penetração do aço bifásico 0,16%C-1%Si-1,5%Mn.**



(a) curvas obtidas em ensaio de nanodureza para a martensita e a ferrita e (b) estágio inicial.

Fonte: HAYASHI et al., 2013.

Considerando ainda o uso da técnica de ultramicrodureza/nanodureza, Gündüz (2009) verificaram que, devido à expansão de volume durante a transformação

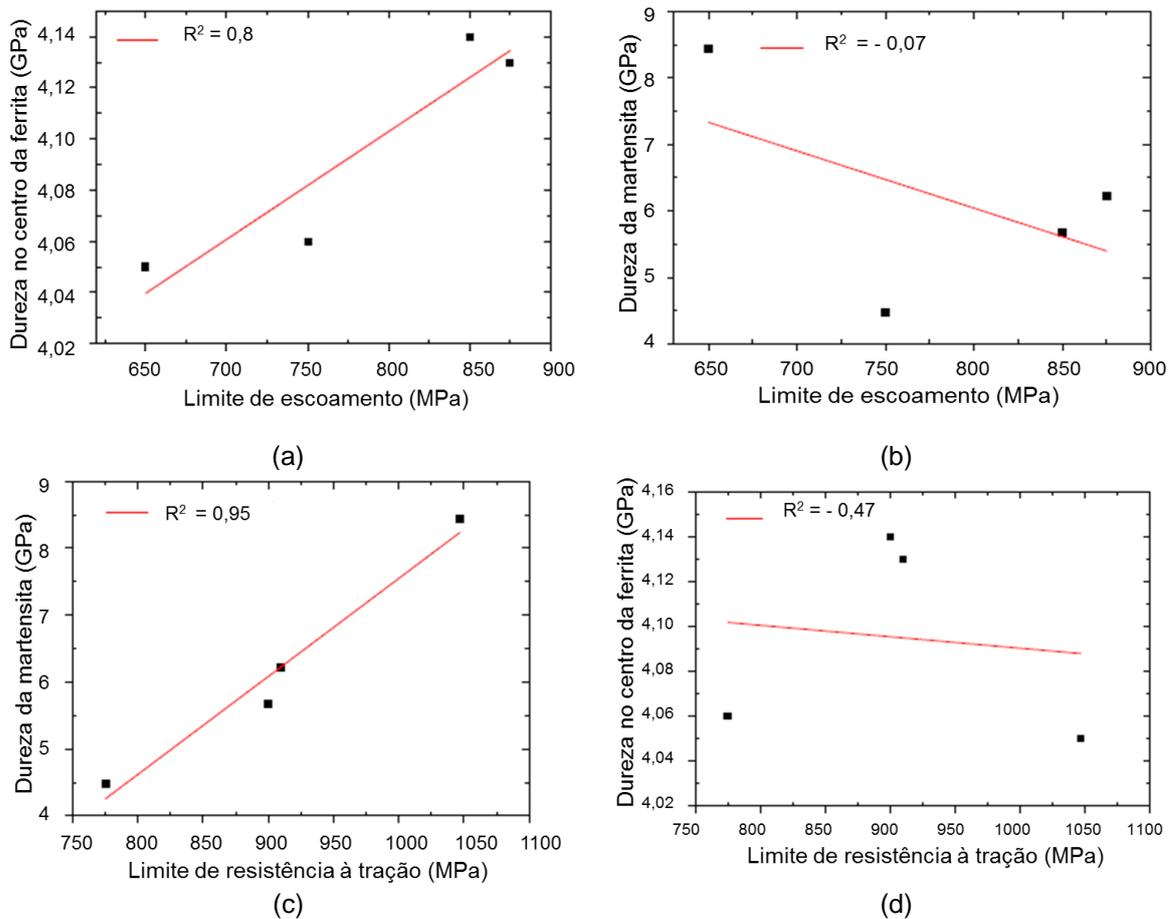
martensítica, os valores de dureza variam dentro do grão ferrítico. Zhang et al. (2016) constataram que indentações realizadas na interface dos contornos de grão ferríticos com as ilhas de martensita apresentaram elevados valores de dureza devido à alta densidade de discordâncias na região. No entanto, com a realização de um recozimento para recuperação ou alívio de tensões posterior, os valores de nanodureza decresceram linearmente com o aumento da temperatura desse último tratamento térmico, indicando o relaxamento das discordâncias naquele local. Resultados obtidos em ensaios de tração em um aço bifásico 0,12%C-2,47%Mn-0,03%S, também no estudo de Zhang et al. (2016), foram correlacionados aos resultados de dureza para cada fase, individualmente, por meio de ensaios de nanodureza. Na figura 3.24a é mostrado que o limite de escoamento do material tem uma relação levemente linear com os valores médios de dureza da ferrita (coeficiente de correlação  $R^2 = 0,8$ ), enquanto o limite de resistência à tração tem uma melhor relação linear com os valores médios de dureza da martensita ( $R^2 = 0,95$ ) (figura 3.24c). No entanto, nas figuras 3.24b e 3.24d a relação não é tão clara entre o limite de escoamento e a dureza da martensita ( $R^2 = -0,07$ ) e também na correlação entre o limite de resistência e a dureza da ferrita ( $R^2 = -0,47$ ). Segundo os autores, resultados apresentados pelo material sugerem que o escoamento foi iniciado nos grãos de ferrita e que a martensita trabalha como um mecanismo de endurecimento.

Por fim, os aços bifásicos apresentam ainda significativos resultados quanto a resistência à fadiga e boa tenacidade, características as quais, os tornam adequados para a aplicação em peças de estrutura e segurança possibilitando um melhor acabamento superficial (DIAS, 2013; HAYAT e UZUN, 2011).

### **3.4 Comportamento do Encruamento em Aços Bifásicos**

A complexidade da microestrutura dos aços bifásicos e o grande número de parâmetros que influenciam as propriedades finais destes materiais fazem com que o *design* destas ligas seja um desafio para determinadas aplicações estruturais. Em geral, a fração de volume da martensita, sua morfologia e o teor de carbono afetam significativamente não somente as propriedades mecânicas destes aços, mas também a maneira como a deformação ocorre nas ligas durante o processamento (MOHANTY et al., 2011; PIERMAN et al., 2014).

**Figura 3.24 – Correlações entre os resultados obtidos nos ensaios de tração e nanodureza.**



(a) dureza da ferrita e limite de escoamento, (b) dureza da ferrita e limite de resistência, (c) dureza da martensita e limite de escoamento, (d) dureza da martensita e limite de resistência.

Fonte: ZHANG et al., 2016 (Adaptado).

Muitas teorias a respeito do comportamento de materiais multifásicos durante a deformação foram propostas no passado. No entanto, nenhum dos modelos parece ser apropriado para descrever os fenômenos verificados nos aços bifásicos. Uma informação geral que provem destes estudos é a observação a respeito da ocorrência de limite de escoamento seguido de escoamento contínuo e alta taxa de encruamento. Uma mudança se dá então no comportamento do material, caracterizada por menor taxa de encruamento, o que leva ao limite de resistência à tração e à fratura. Apesar de o escoamento inicial estar associado à deformação plástica da ferrita, a tensão de início de deformação plástica na martensita e a subsequente deformação plástica entre as duas fases como deformação global ainda geram dúvidas. Nesse caso, diversos fatores são apontados como responsáveis por essa transição de comportamento, como a composição química, a fração volumétrica e a distribuição de cada fase e a morfologia dos grãos (GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014).

Goel et al. (1985), apresentaram as três principais teorias propostas para descrever o comportamento durante a deformação dos materiais multifásicos: i) teoria micromecânica, ii) mecânica do contínuo e iii) lei das misturas.

### **i) Teoria micromecânica (teoria de Ashby)**

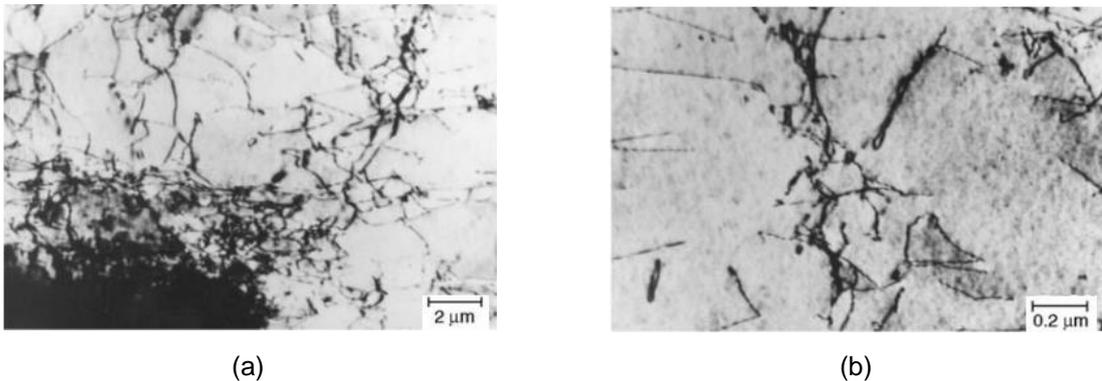
A teoria de Ashby descreve o efeito da presença de uma segunda fase dura, não deformável, no encruamento da matriz macia. Esta teoria baseia-se no conceito de que para compensar a diferença de deformação entre a matriz e a segunda fase e manter a continuidade da estrutura, determinada densidade de discordâncias geometricamente necessárias (GNDs) deve ser gerada (ZHANG et al., 2015). Entretanto, esta teoria considera que a segunda fase é não deformável, o que não se aplica para a martensita. Além disso, embora o modelo de Ashby pareça descrever o comportamento tensão-deformação de ligas endurecidas por dispersão a baixas temperaturas, à temperatura ambiente e acima, a recuperação pode levar a um comportamento de deformação dependente do tempo e da temperatura.

A transformação de fases austenita-martensita em aços bifásicos é acompanhada de uma expansão volumétrica de 2 a 4%, responsável pelo surgimento de tensão residual na ferrita. A deformação produzida na transformação é resultante destas tensões residuais, que facilitam a deformação plástica e, conseqüentemente, reduzem o limite de escoamento. Além disso, a mudança de volume induz a deformação plástica de grãos ferríticos adjacentes bem como o surgimento de discordâncias próximas à interface ferrita/martensita (KADKHODAPOUR et al., 2011; GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014; MAZAHARI et al., 2014a; TARIGOPULA et al., 2008). Na figura 3.25 são apresentadas imagens de microscopia eletrônica de transmissão (MET) de estruturas de discordâncias em um aço bifásico 0,06% C-Mn-Si com temperatura de tratamento intercrítico de 810°C e resfriado a 60°C/s. Observa-se a alta densidade de discordâncias presentes na ferrita adjacente à área martensítica (figura 3.25a) e uma menor densidade de discordâncias na região central do grão ferrítico (figura 3.25b) (KRAUSS, 2015). Segundo Fonstein (2015), o comportamento mecânico de aços bifásicos é favorecido pela distribuição heterogênea das discordâncias na microestrutura. Na figura 3.26 é apresentada a organização das discordâncias na microestrutura bifásica.

Inicialmente, essas discordâncias são assumidas como móveis, ou parcialmente móveis, e apresentam uma considerável contribuição para o

encruamento. A distribuição heterogênea de discordâncias age de forma a controlar o escoamento contínuo dos aços bifásicos. Assume-se que a deformação é iniciada nas regiões de ferrita com baixas densidades de discordâncias e propaga-se, com a continuidade do processamento, para regiões de altas densidades de discordâncias (KADKHODAPOUR et al., 2011).

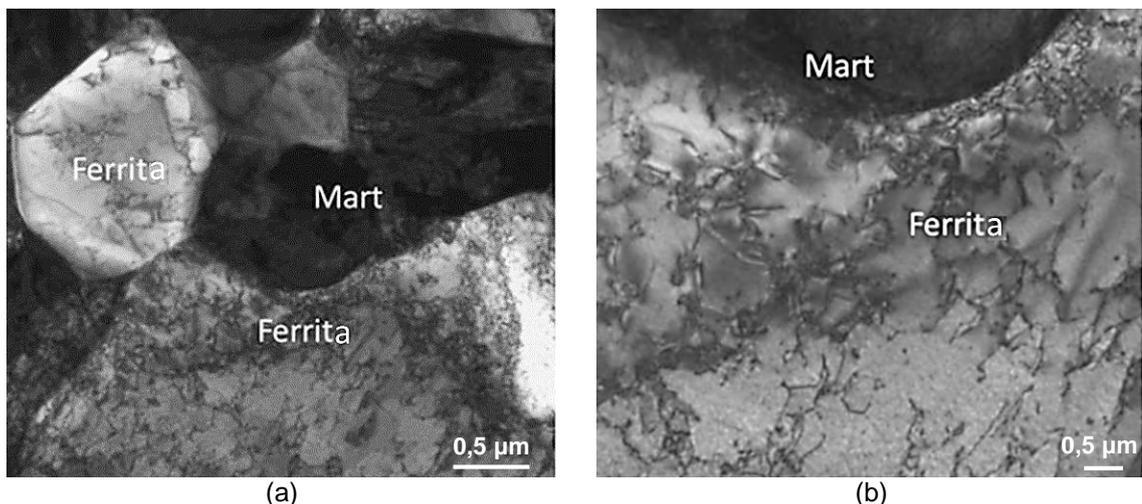
**Figura 3.25 - Discordâncias em um aço bifásico 0,06% C-Mn-Si com temperatura intercrítica de 810°C e resfriado a 60 °C/s.**



(a) Alta densidade de discordâncias na ferrita adjacente à área martensítica (preta) e (b) baixa densidade de discordâncias na região de ferrita não circundadas pelas ilhas de martensita.

Fonte: KRAUSS, 2015.

**Figura 3.26 – Distribuição de discordâncias em uma microestrutura bifásica.**



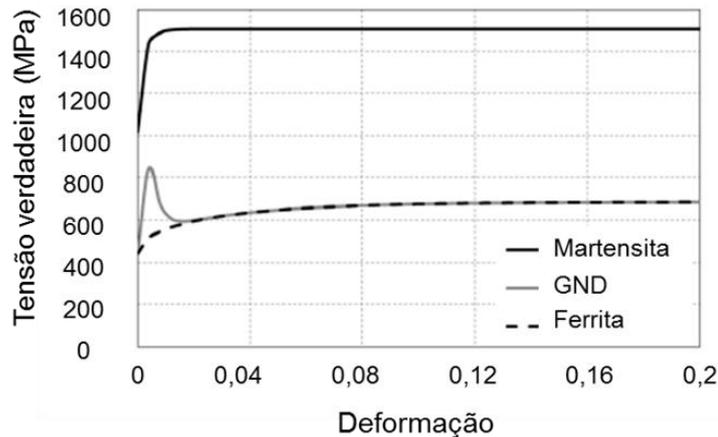
(a) Aumento da densidade de discordâncias próximo a região martensítica em aços bifásicos; (b) discordâncias distribuídas na interfacar ferrita/martensita.

Fonte: FONSTEIN, 2015.

Sirinakorn et al. (2014) observaram o comportamento de um aço DP1000 de composição 0,147%C-2,072%Mn-1,424%Si para cada fase individualmente e para as regiões com discordâncias geometricamente necessárias (interface ferrita/ilhas de

martensita), segundo a teoria de Ashby. As curvas tensão-deformação para as fases ferrita, martensita e as fronteiras entre as fases foram expostas na figura 3.27.

**Figura 3.27 - Curvas de escoamento para as fases individuais e para zonas GNDs para o aço 0,147%C-2,072%Mn-1,424%Si bifásico investigado.**



Fonte: SIRINAKORN, 2014 (Adaptado).

## ii) Modelo da mecânica do contínuo

A abordagem feita pelo modelo de mecânica do contínuo tem mostrado grande limitação de aplicação por falhar em duas categorias quando se deseja considerar materiais como os aços bifásicos: esquemas de aproximação e análises por elementos finitos. Para casos de aproximação, o modelo é baseado na teoria de plasticidade contínua para prever o comportamento a deformação de materiais multifásicos. Todavia, esta abordagem apresenta limitações ao lidar com problemas não lineares e ao considerar que a deformação plástica em cada fase é uniforme. A aplicação de análise elastoplástica com o método de elementos finitos para materiais heterogêneos permite calcular curvas tensão-deformação de específicos arranjos microestruturais, desde que sejam feitas escolhas apropriadas para os parâmetros dos microconstituintes relacionados a elasticidade, escoamento e encruamento. Apesar do método dos elementos finitos fornecer detalhes úteis a respeito da distribuição local de tensão e deformação dos microconstituintes de materiais heterogêneos como os aços bifásicos, a complexidade destes materiais torna o uso desta abordagem mais limitado (GOEL et al., 1985).

### iii) Lei das misturas

A lei das misturas considera uma variação linear da tensão ou deformação como uma função da fração volumétrica da segunda fase. Esta lei tem sido adotada por muitos pesquisadores. Os valores de tensão e deformação de cada constituinte e suas respectivas frações de volume permitem obter os valores de tensão e deformação para o aço bifásico (equações 3.2a e 3.2b):

$$\sigma_c = V_\alpha \sigma_\alpha + V_m \sigma_m \quad (3.2a)$$

$$\varepsilon_c = V_\alpha \varepsilon_\alpha + V_m \varepsilon_m \quad (3.2b)$$

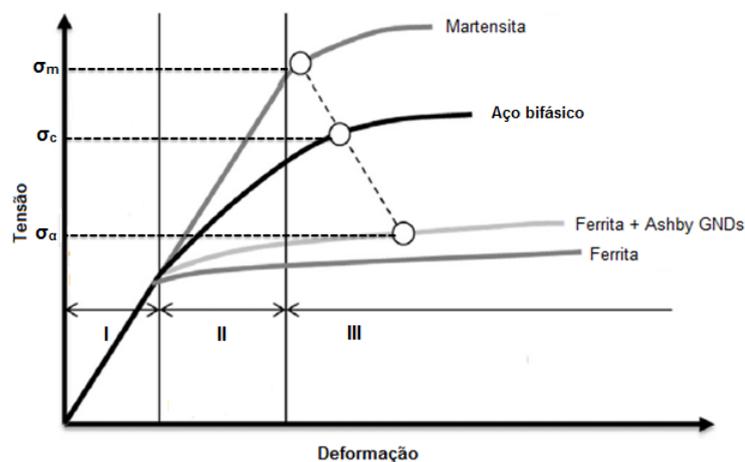
onde  $V_\alpha$  e  $V_m$  são as frações volumétricas da ferrita e martensita, respectivamente,  $\sigma_\alpha$ ,  $\varepsilon_\alpha$  e  $\sigma_m$ ,  $\varepsilon_m$  correspondem às tensões e deformações verdadeiras da ferrita e martensita, respectivamente.  $\sigma_c$  e  $\varepsilon_c$  são a tensão e a deformação do material bifásico.

É possível notar que as equações 3.2a e 3.2b não são capazes de indicar nenhuma informação a respeito das quantidades absolutas da tensão e deformação transferidas, ou seja, a influência de um constituinte sobre o outro e o comportamento na interface. Allain et al. (2015) representaram graficamente a lei das misturas, o comportamento tensão-deformação dos aços bifásicos e a relação entre as fases componentes, conforme a figura 3.28. A curva é dividida em três estágios, dependendo do estado da deformação nas fases. No estágio I, ambas as fases deformam-se elasticamente. Considera-se que as duas fases apresentam mesma constante de elasticidade, portanto não há transferência de tensão para a fase martensítica. Quando uma tensão uniaxial é aplicada e alcança-se a tensão limite de escoamento da fase ferrítica, esta inicia sua deformação plástica, dando origem ao estágio II. Macroscopicamente, o limite de escoamento da liga bifásica é assumido como sendo igual o limite de escoamento para a fase ferrítica. Contudo, o escoamento da fase ferrítica depende dos efeitos da transformação martensítica durante o resfriamento proveniente do tratamento térmico intercrítico (HAN et al., 2011; MAZINANI e POOLE, 2007).

Após o escoamento inicial da matriz ferrítica, o material entra em uma região complexa de transição onde a deformação propaga-se na matriz e a carga é transferida para dentro da fase martensítica, até então não deformada. Apesar da ferrita ter iniciado a deformação plástica, a martensita continua deformando-se apenas

elasticamente. Como a deformação plástica provém da fase macia, a descontinuidade da deformação plástica na interface entre as duas fases aumenta. Este efeito leva ao desenvolvimento de tensões internas, o que dificulta ainda mais o fluxo de deformação plástica na fase ferrítica e auxilia o início da deformação plástica na fase martensítica. O estágio II é finalizado com o início do fluxo de deformação plástica da martensita. Esse momento é representado na figura 3.28 com a linha tracejada e círculos, ou seja, um certo nível de deformação para o aço como um todo é proveniente da deformação da ferrita (maior) e da martensita (menor). No estágio III, ambos os constituintes se deformam plasticamente. Entretanto, devido à morfologia da martensita, inicialmente, a deformação não ocorre de maneira uniforme em todo o material, mas em porções específicas. Por outro lado, a matriz ferrítica deforma-se progressivamente, causando uma concentração de tensão e provocando a deformação total da martensita (HÜPER et al., 1999; HAN et al., 2011).

**Figura 3.28 - Comportamento a deformação de aços bifásicos e relação tensão-deformação das fases componentes.**



Fonte: ALLAIN et al., 2015 (Adaptado).

Dentre os parâmetros responsáveis por influenciar o comportamento a deformação de aços bifásicos, Pierman et al. (2014) observaram a influência da fração de volume de martensita, seu teor de carbono e sua morfologia sobre a ductilidade em um aço bifásico 0,023%C – 2,05%Mn – 0,31%Si. Como resposta as suas pesquisas, concluíram que, em geral, a ductilidade aumenta com o aumento da fração de volume de martensita, desde que não haja variação no teor de carbono presente na fase. O mesmo pode ser observado com o aumento do teor de carbono, mantendo-

se a fração de volume de martensita constante. A morfologia e a distribuição de martensita exerce influência na transferência de carga entre as duas fases. A presença de ilhas de martensita nos contornos de grão, como encontrado em microestruturas equiaxiais, restringe a deformação plástica na fase ferrítica e aumenta a tensão limite de escoamento.

O comportamento dos aços bifásicos em relação ao encruamento está fortemente ligado aos estágios de deformação e é normalmente baseado em análises matemáticas (GOEL et al., 1985). Na tabela 3.6 são apresentados os métodos mais utilizados para o estudo do encruamento: as análises de Hollomon (equação 3.3), Crussard-Jaoul (CJ) (equação 3.5) e CJ modificada (equação 3.7), todas elas associadas às equações de Hollomon (equação 3.4), Ludwik (equação 3.6) e Swit (equação 3.8), respectivamente:

Os métodos de análise mencionados indicam que, em muitos casos, as curvas tensão-deformação de aços bifásicos não podem ser descritas por uma simples função parabólica sobre uma variação uniforme de tensão-deformação. Em adição a esse fato, como discutido anteriormente, a deformação dos aços bifásicos ocorre primariamente com dois ou três estágios (COLLA et al., 2009; MAZAHARI et al., 2014a). O método de análise utilizado para a avaliação do encruamento dos aços bifásicos varia entre pesquisadores.

**Tabela 3.6 – Métodos matemáticos de análise do encruamento.**

Análise de Hollomon:		Baseado na equação de Hollomon:	
$n = d(\ln \sigma) / d(\ln \varepsilon)$	(3.3)	$\sigma = k \cdot \varepsilon^n$	(3.4)
Análise de Crussard-Jaoul (C-J):		Baseado na equação de Ludwik:	
$\ln(d\sigma/d\varepsilon) = (n - 1)\ln \varepsilon + \ln(kn)$	(3.5)	$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n$	(3.6)
Análise modificada de C-J:		Baseado na equação de Swift:	
$\ln(d\sigma/d\varepsilon) = (1 - m)\ln \varepsilon - \ln(km)$	(3.7)	$\sigma = k(\varepsilon_0 + \varepsilon)^m$	(3.8)

onde  $\sigma$  e  $\varepsilon$  são tensão e deformação verdadeiras, respectivamente,  $n$  e  $m$  são expoentes de encruamento, e  $k$  é o coeficiente de resistência.

Fonte: AKBARPOUR e EKIRAMI, 2008; COLLA et al.; 2009; NOURI et al.; 2010.

O rápido encruamento dos aços bifásicos está relacionado a três fatores. O primeiro devido à presença de tensões residuais provenientes da expansão volumétrica causada durante a transformação da austenita em martensita, que é aliviada pela deformação plástica. O segundo fator é proveniente da alta densidade

discordâncias na matriz ferrítica contribuindo para o encruamento. Terceiro, a incompatibilidade plástica entre as duas fases levando ao desenvolvimento de um estado de tensões na matriz ferrítica que restringe a movimentação das discordâncias nesta fase. Uma vez eliminada a tensão residual, os estágios subsequentes de deformação plástica são similares ao da ferrita contendo dispersões grosseiras de partículas duras. Dessa forma, a ocorrência de diferentes estágios de encruamento em aços bifásicos é devido aos diferentes mecanismos de ativação da deformação que envolvem cada etapa do processo de deformação destes materiais (MAZAHERI et al., 2014a).

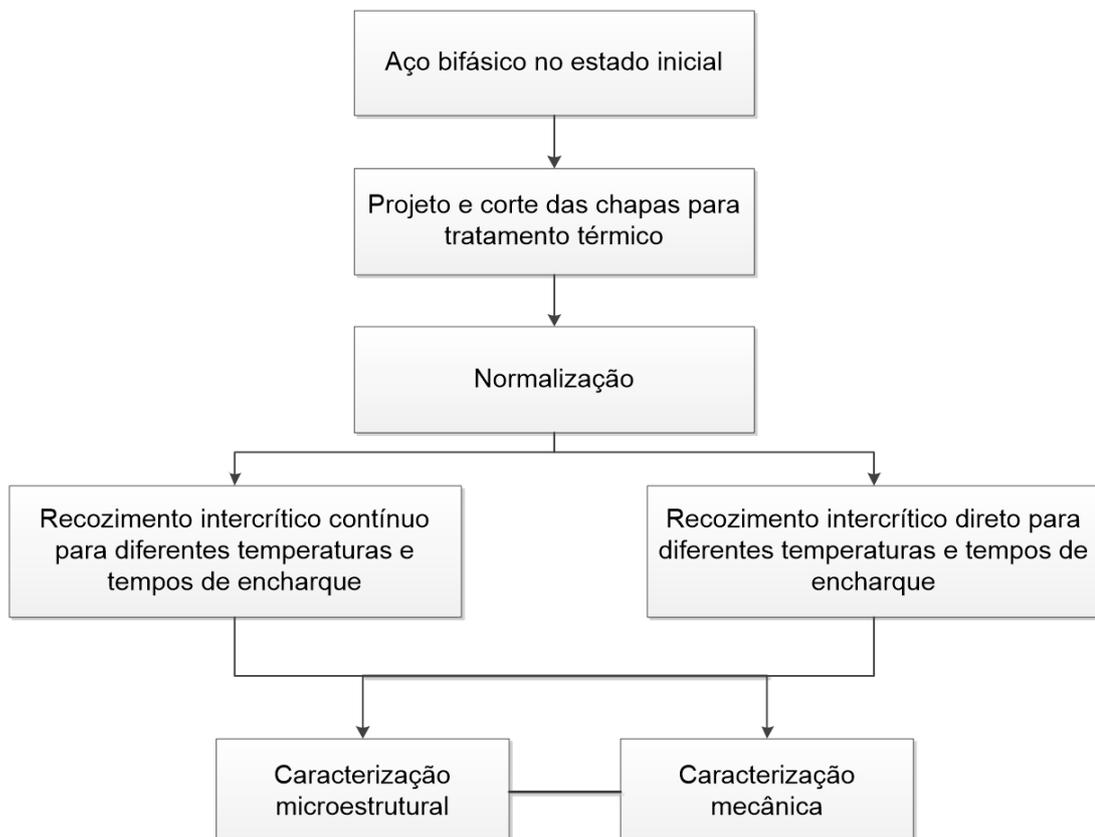
## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Descrição Geral do Trabalho

Neste trabalho buscou-se investigar os efeitos das condições de processamento térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço originalmente bifásico, bem como seu comportamento subsequente, ou seja, durante uma operação de deformação plástica a frio. Nesse contexto, o trabalho foi desenvolvido em duas fases.

A primeira fase, representada no fluxograma da figura 4.1, envolve a análise dos efeitos de diferentes parâmetros de processamento térmico e a influência do tipo de tratamento intercrítico na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na capacidade de encruamento do material. Nesse caso, o estudo foi conduzido por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e penetração instrumentada para a caracterização microestrutural, e ensaios de dureza e de tração para a caracterização das propriedades e do comportamento mecânico.

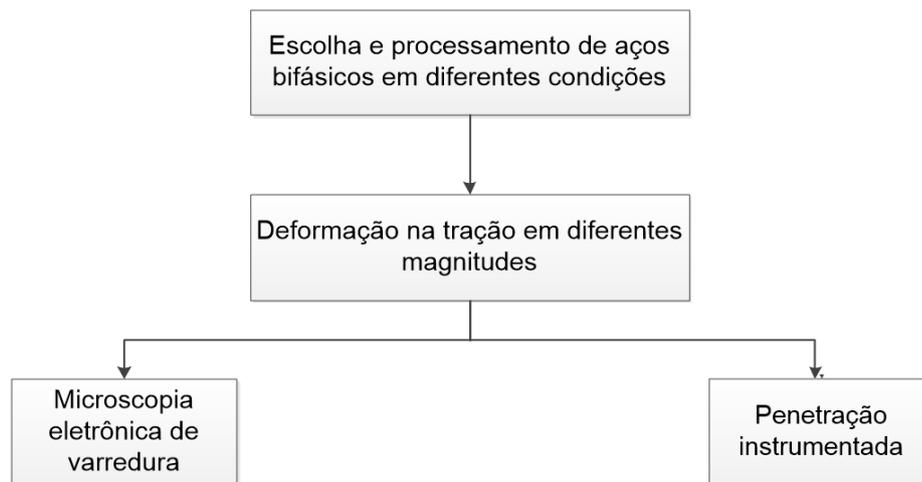
Figura 4.1 - Fluxograma relativo à primeira fase de procedimentos experimentais.



Fonte: Próprio autor.

A segunda fase, mostrada no fluxograma da figura 4.2, compreende a realização de deformação plástica em diferentes magnitudes, de forma a observar o comportamento subsequente de cada um dos constituintes desenvolvidos no processamento anterior. Nesse caso, a análise foi realizada por meio de ensaios de ultramicrodureza/penetração instrumentada e microscopia eletrônica de varredura.

**Figura 4.2 - Fluxograma relativo à segunda fase de procedimentos experimentais.**



Fonte: Próprio autor.

## 4.2 Material

Conforme citado anteriormente, o material analisado é um aço, originalmente bifásico, cuja composição química em (% peso) está apresentada na tabela 3.1. O material foi adquirido em forma de chapas, com espessura 2,0 mm.

**Tabela 4.1 - Composição química (% em peso) do aço utilizado no trabalho.**

Elemento	C	Si	Mn	P	Mo	Cr	Ni
% em peso	0,121	0,499	1,58	0,0108	0,001	0,0207	0,0306
Elemento	V	Ti	B	Al	Nb	Cu	W
% em peso	0,0065	0,0022	<0,0004	0,0529	0,0138	0,009	0,01

Fonte: MARTINS, 2015.

## 4.3 Confecção de Corpos de Prova

Os corpos de prova para a realização dos tratamentos térmicos foram obtidos a partir do corte de chapas do material utilizando uma guilhotina Newton modelo TM10

em chapas menores, de dimensões 210 mm x 60 mm, conforme ilustrado na figura 4.3. Adicionalmente, foram realizados furos em uma das extremidades para facilitar a fixação e o manuseio no dispositivo utilizado durante o tratamento. Após passarem por processamentos térmicos distintos, foram obtidas amostras para a caracterização microestrutural com dimensões 20 mm x 12 mm empregando uma cortadora metalográfica Arotec modelo COR 80/2 (figura 4.4). A princípio, duas amostras foram consideradas para a análise metalográfica e duas para ensaios de microdureza para cada condição experimental, posteriormente, novas amostras foram cortadas para realização de ensaios de ultramicrodureza.

**Figura 4.3 - Corte da chapa para realização do tratamento térmico.**



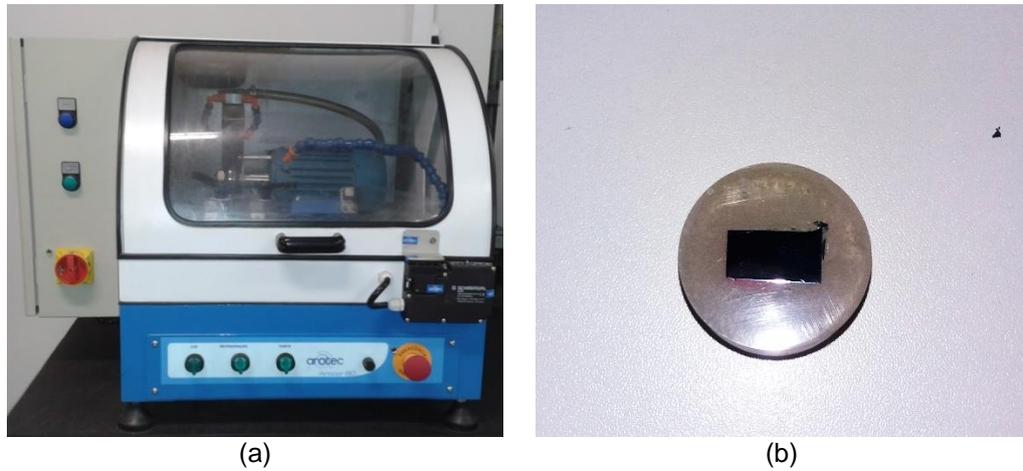
(a) Ghilhotina Newton modelo TM10 e (b) representação esquemática com dimensões em milímetros e imagem da chapa cortada.

Fonte: Próprio autor.

A partir da mesma chapa tratada termicamente foram ainda retirados dois corpos de prova para ensaios de tração, confeccionados com base na norma NBR 6152 (2002) em uma máquina de corte por eletroerosão a fio Chamilles modelo Robofil 240SL, de acordo com a figura 4.5.

Especificamente para a análise do material durante a realização de deformação plástica, foram retiradas três corpos de prova de tração para cada condição, cuja geometria e dimensões também estavam de acordo com a norma NBR 6152 (2002). Para análise da microestrutura e de penetração instrumentada desta etapa do trabalho, foram cortadas amostras com mesmas dimensões daquelas representadas na figura 4.4 obtidas a partir de corpos de prova tracionados em diferentes magnitudes de deformação.

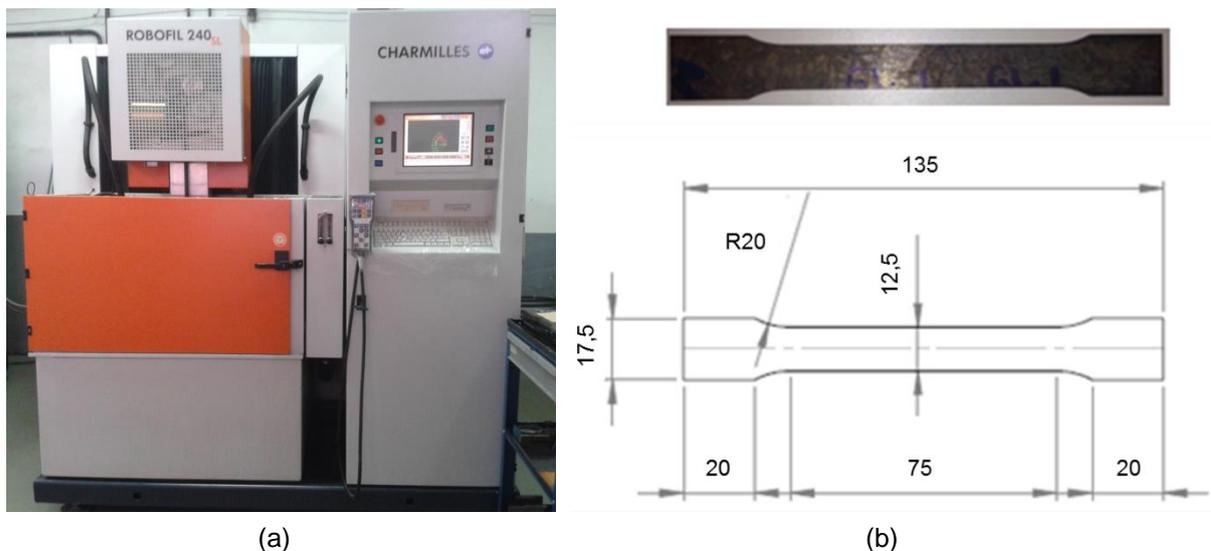
**Figura 4.4 – Corte dos corpos de prova destinados a caracterização microestrutural e ensaios de microdureza.**



(a) Máquina de corte Arotec modelo COR 80/2 e (b) amostra após cortada e embutida.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 4.5 – Corpo de prova caracterização mecânica (ensaios de tração).**



(a) Máquina de corte por eletroerosão a fio Chamilles modelo Robofil 240SL e (b) representação esquemática com as dimensões em milímetros e imagem do corpo de prova confeccionado.

Fonte: Próprio autor.

#### 4.4 Processamento Térmico

Diferentes tratamentos térmicos intercríticos foram realizados com o objetivo de produzir microestruturas com características distintas como: a) fração volumétrica de martensita; b) teor de carbono na martensita, c) tamanho de grão da ferrita e d) dispersão das ilhas de martensita na matriz ferrítica.

Para a escolha das temperaturas a serem investigadas no trabalho, foi necessária inicialmente a determinação das temperaturas relativas às linhas de transformação ( $A_1$  e  $A_3$ ) do diagrama de equilíbrio Fe-Fe<sub>3</sub>C. Essas temperaturas foram calculadas baseando-se no efeito do teor dos elementos de liga, principalmente de carbono e manganês, e na quantidade das fases presentes após o resfriamento (TASCA e MACHADO, 2012). Os cálculos das temperaturas foram realizados a partir das equações (4.1, 4.2 e 4.3, 4.4) apresentadas nos estudos de Ghaheri et al (2014) e Movahed et al (2009), respectivamente.

$$A_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (4.1)$$

$$A_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W \quad (4.2)$$

$$A_1 = 751 - 16,3C - 27,5Mn - 5,5Cu - 5,9Ni + 34,9Si + 12,7Cr + 3,4Mo \quad (4.3)$$

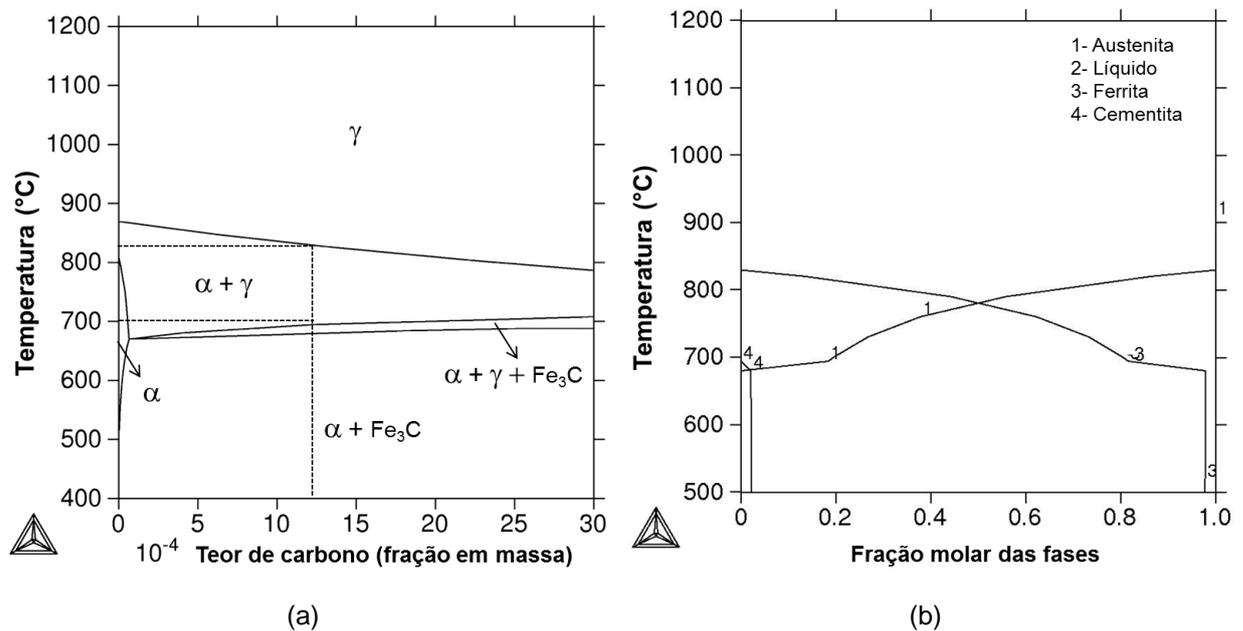
$$A_3 = 881 - 206C - 15Mn - 26,5Cu - 20,1Ni - 0,7Cr + 53,1Si + 41,7V \quad (4.4)$$

A partir dos dados informados na tabela 3.1 foram determinados os valores de temperatura para as linhas de transformação  $A_1$  e  $A_3$ . Com base nas equações 4.1 e 4.3, os valores de  $A_1$  obtidos foram de 721°C e 723°C respectivamente. Para  $A_3$  foram encontradas as temperaturas 862°C para a equação 4.2 e 858°C para a equação 4.4. Para confirmação dos valores obtidos a partir das equações, utilizou-se ainda o software de termodinâmica computacional THERMOCALC para determinar a faixa de temperaturas para os tratamentos intercríticos. A simulação foi realizada com base nos dados de composição química apresentados na tabela 4.1 considerando a influência de seus principais elementos de liga e o diagrama de fases obtido é apresentado na figura 4.6. Nesse caso, observa-se que, de acordo com o teor de carbono, os limites de temperatura do campo bifásico determinados foram de aproximadamente 700°C e 820°C.

Considerando os cálculos realizados, antes de iniciar os tratamentos térmicos intercríticos propriamente, todas as amostras foram normalizadas a 880°C por 60 minutos, a fim de remover os efeitos de processamentos térmicos e/ou termomecânicos realizados no material previamente.

Após a normalização, dois tipos de tratamentos intercríticos foram conduzidos: direto e contínuo. Para ambos, foram investigados as mesmas temperaturas e tempos de encharque, conforme a tabela 4.2.

**Figura 4.6 – Diagrama de fases gerado a partir do software THERMOCALC para o aço 0,121%C-1,58%Mn-0,499%Si.**



(a) Isopletas do carbono; (b) frações volumétricas da ferrita e austenita em função da temperatura.  
Fonte: Próprio autor.

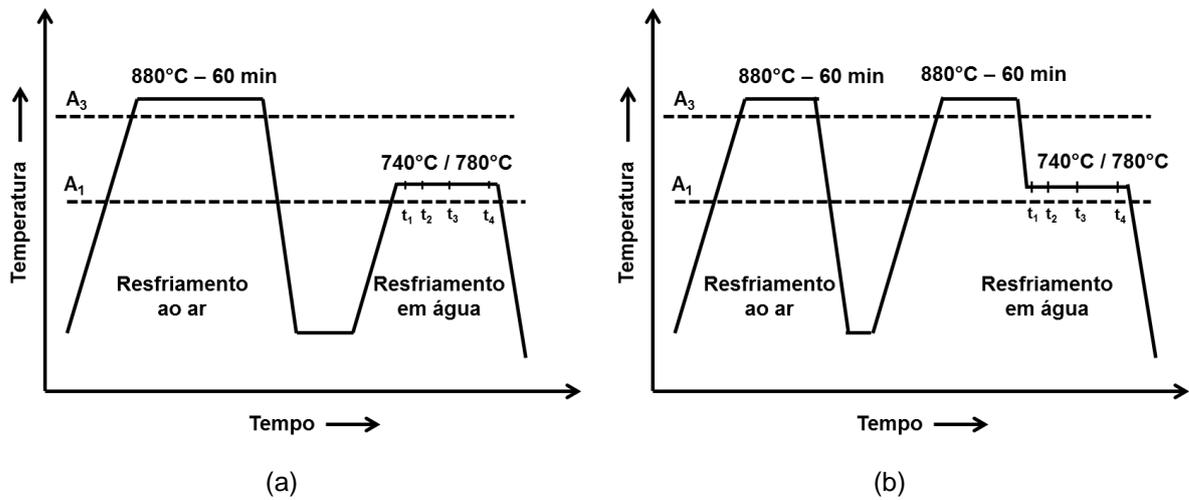
**Tabela 4.2 – Parâmetros de processamento térmico aplicados ao material.**

Tratamentos térmicos	Temperatura (°C)	Tempo de encharque (min)	Meio de resfriamento
Normalização	880	60	Ar
Intercrítico direto	740/780	2,5,10 e 30	Água
Intercrítico contínuo	880	60	Banho de sal
	740/780	2,5,10 e 30	Água

Fonte: Próprio autor.

Os ciclos dos tratamentos térmicos executados neste trabalho são apresentados na figura 4.7. Uma representação esquemática de todo o processamento térmico considerando o tratamento intercrítico direto, envolvendo ainda a normalização realizada anteriormente é exibida na figura 4.7a. Na figura 4.7b é representado o ciclo de processamento para o tratamento intercrítico contínuo. Ressalta-se que, nesse caso, de acordo com as características da operação, é empregada novamente a temperatura de 880°C para que ocorra a austenitização completa do material. As subdivisões  $t_1$ ,  $t_2$ ,  $t_3$  e  $t_4$  representam os diferentes tempos de permanência no campo intercrítico para cada amostra.

Figura 4.7 – Ciclos de tratamentos térmicos.



a) Recozimento intercrítico direto; (b) Recozimento intercrítico contínuo.

Fonte: Próprio autor.

Os tratamentos térmicos foram conduzidos em fornos para processamentos em banho de sal com capacidade aproximada de 650 m<sup>3</sup> (figura 4.8). A temperatura de 880°C para austenitização completa do material é obtida com a utilização do sal neutro para aquecimento TEC 750 destinado ao trabalho na faixa de temperatura 900°C – 1000°C combinado com o sal retificador TEC R2, responsável por manter a neutralidade do banho até 1000°C. As temperaturas de recozimento intercrítico 740°C e 780°C foram atingidas com a utilização do sal TEC 540, recomendável para quando se deseja atingir temperaturas de tratamento na faixa de 600°C a 900°C.

Figura 4.8 – Forno para banho de sal utilizado para os tratamentos térmicos realizados.



(a) Forno para banho de sal e (b) painel de controle da temperatura do forno.

Fonte: Próprio autor.

#### 4.5 Caracterização Microestrutural dos Materiais

A caracterização microestrutural dos aços bifásicos foi realizada a partir de ensaios metalográficos com o propósito de se obter informações qualitativas e semiquantitativas sobre a microestrutura formada após a realização dos diferentes ciclos térmicos.

Inicialmente as amostras foram embutidas a frio com a resina polimetilmetacrilato e, posteriormente, lixadas em lixas de óxido de alumínio granulometrias 120, 240, 320, 400 e 600 *mesh*, sequencialmente. Após a etapa de lixamento, as amostras seguiram para polimento com pasta de diamante com granulometrias de 9  $\mu\text{m}$  e 3  $\mu\text{m}$ . Nessas etapas, foram empregadas lixadeiras e politrizes das marcas Struers modelos DP-9 e DP-10, Arotec modelo Aropol 2V 200 e Teclago Modelo PL02E. A micrografia foi revelada a partir de dois tipos de ataques químicos, sendo o primeiro deles com o reagente químico Nital 3% (solução de ácido nítrico e álcool etílico) e o segundo com o reagente químico Le Pera (solução aquosa de 1% de metabisulfito de sódio e solução alcoólica de 4% de ácido pícrico).

O ataque com a solução de Nital 3% foi realizado por imersão. Esse reagente não ataca a ferrita, mas sim o constituinte MA (martensita + austenita) e destaca a topografia da microestrutura delineando os contornos, uma vez que arranca átomos deste local (COLPAERT, 2008). Como complementação ao ataque químico com Nital 3% foi executado, separadamente, o ataque com o reagente Le Pera em amostras distintas. Com este ataque, o contorno de grão não é fortemente atacado, a martensita aparece branca, e, possivelmente, a bainita aparece marrom e a ferrita azulada (VUROBI JUNIOR e CINTHO, 2006). A realização dos diferentes ataques tem por finalidade tornar possível uma avaliação qualitativa da microestrutura e ainda a determinação da proporção dos constituintes presentes baseando na diferença de coloração apresentada por cada um.

As amostras devidamente atacadas foram analisadas por microscopia óptica, utilizando um microscópio Fortel com sistema de digitalização Kontrol, e microscopia eletrônica de varredura, empregando um microscópio Shimadzu modelo SSX-550 Superscan, gerando imagens por elétrons secundários, conforme ilustrado na figura 4.9. A análise química da microestrutura foi executada a partir da emissão de raios X característicos com aceleração de 10 eV durante 3 minutos pelo sistema de energia dispersiva (*Energy Dispersive System* - EDS) acoplado ao MEV.

**Figura 4.9 – Microscópios utilizados para análise microestrutural do material.**



(a)

(b)

(a) Microscópio óptico Fortel e (b) microscópio eletrônico de varredura Shimadzu Modelo SSX-550.  
Fonte: Próprio autor.

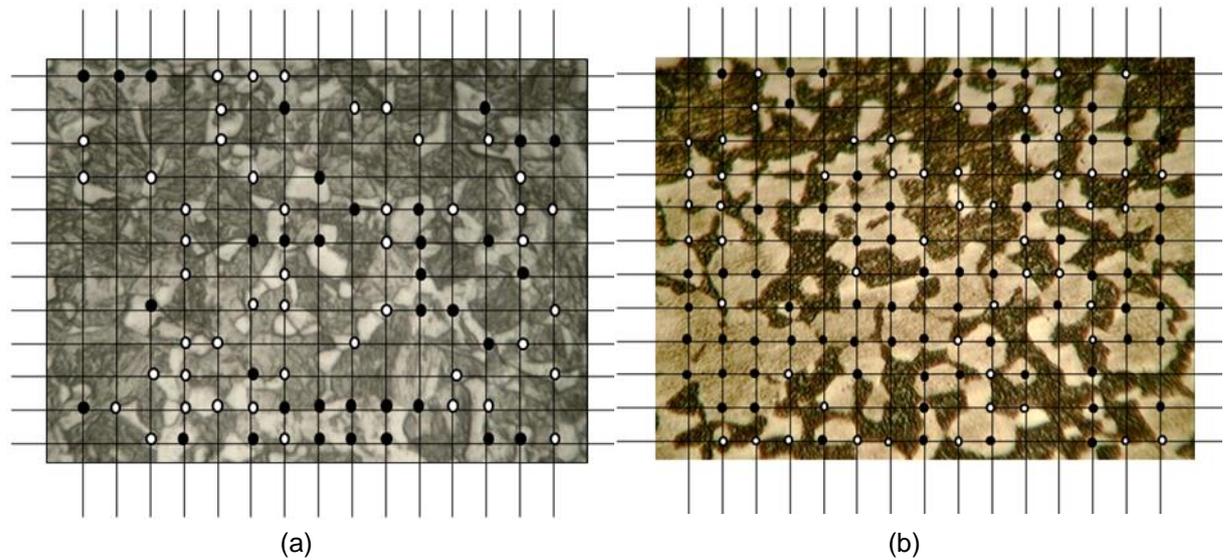
#### 4.5.1 Análise semiquantitativa dos constituintes

A partir das imagens obtidas, a análise semiquantitativa dos constituintes foi conduzida pelo método de contagem por pontos. Essa técnica consiste na sobreposição de uma rede com número de nós conhecido na imagem da microestrutura do material e, a partir da identificação desses nós dentro do constituinte de interesse e na interface do mesmo, a proporção do constituinte é calculada (VANDER VOORT, 1999; PADILHA e AMBROSIO FILHO, 2004; ASTM E 562, 2011). Neste trabalho, foi utilizada uma rede com 180 nós, sobreposta sobre 20 imagens de regiões aleatórias e distintas do material obtidas por microscopia óptica com ampliação de 800x para cada ataque químico. Nas amostras atacadas com Nital 3% foi possível quantificar o constituinte ferrita - região clara. Naquelas atacadas com o reagente Le Pera foi quantificado o constituinte MA (martensita + austenita retida) - região clara. A figura 4.10 ilustra como a rede de pontos é disposta na imagem.

A partir das proporções obtidas de ferrita e do constituinte MA, foi possível verificar a fração volumétrica dos demais constituintes possivelmente presentes na microestrutura desses aços bifásicos (bainita, carbonetos e outros) pela equação 4.5 (MURARI, 2009).

$$100 - (Ferrita + MA) = outros constituintes \quad (4.5)$$

**Figura 4.10 – Exemplo da aplicação do método de contagem por pontos.**



● 1 unidade    ◦ 1/2 unidade

(a) Imagem de amostra atacada com nital 3% e (b) imagem de amostra atacada com Le Pera.

Fonte: Próprio autor.

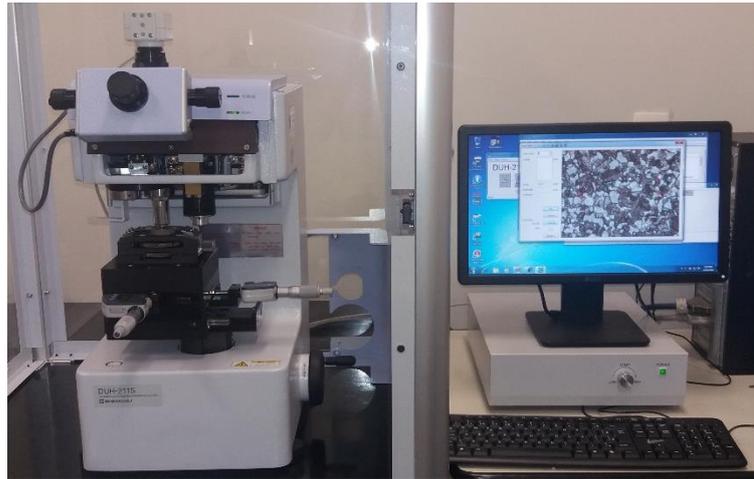
O tamanho do grão médio ferrítico foi calculado a partir da determinação da área de grãos individuais empregando amostras do material atacado com Nital 3%. Nessa etapa foi utilizado um *software* de análise de imagens, onde foram medidos cerca de 200 grãos para cada condição de tratamento, obtendo-se posteriormente a média.

#### **4.5.2 Ensaio de ultramicrodureza / penetração instrumentada**

Com o propósito de avaliar a microestrutura a partir das propriedades dos constituintes isoladamente, ensaios de ultramicrodureza / penetração instrumentada foram realizados com a utilização de um ultra microdurômetro Shimadzu modelo DUH – 211S com penetrador Vickers. Amostras atacadas com Nital 3% foram utilizadas para que indentações na fase ferrítica fossem realizadas, enquanto amostras atacadas com Le Pera foram utilizadas para realizar impressões na fase martensítica. Para todas as amostras uma carga de 30 gf foi aplicada sendo 5 s o tempo de carga e 5 s o tempo de descarga. Seis impressões foram realizadas no centro dos grãos ferríticos e outras seis em regiões próximas a interface entre as fases em amostras atacadas com Nital 3%. Outras seis indentações foram realizadas no centro do constituinte MA de amostras atacadas com Le Pera. Executou-se então o cálculo dos

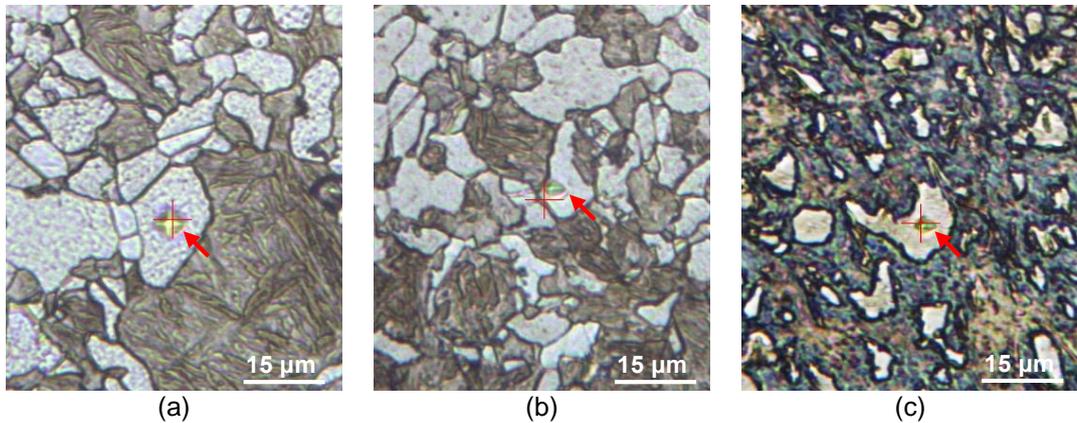
valores médios de dureza e seus respectivos valores de desvio padrão. Na figura 4.11 é apresentado o equipamento utilizado no ensaio e na figura 4.12 exemplo das diferentes regiões as quais foram feitas as impressões.

**Figura 4.11 – Ultra microdurômetro Shimadzu utilizado no ensaio de penetração instrumentada.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 4.12 – Diferentes regiões de penetração.**



a) Indentação no centro da ferrita (Nital 3%); (b) indentação próxima a interface (Nital 3%); (c) indentação centro da martensita (Le Pera).

Fonte: Próprio autor.

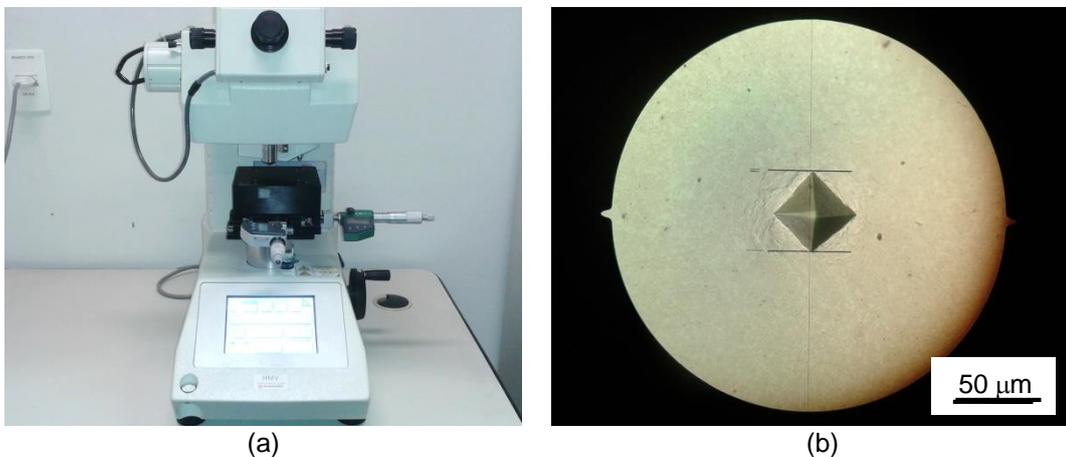
## 4.6 Caracterização Mecânica dos Materiais

Inicialmente, a caracterização mecânica dos materiais foi realizada a partir de ensaios de tração e de dureza para as diferentes amostras submetidas aos tratamentos térmicos.

#### 4.6.1 Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza foram realizados com a utilização de um microdurômetro da marca Shimadzu modelo HMV-2T, com penetrador Vickers. As amostras foram preparadas para esta análise da mesma forma que para caracterização microestrutural, entretanto não foi realizado o ataque químico. Durante 15 segundos uma carga de 1 kgf foi aplicada. Oito impressões foram feitas em cada amostra, obtendo-se o resultado médio dos valores de dureza e seus respectivos desvios padrões. A escolha das regiões para a indentação foi realizada aleatoriamente em porções significativas do material, de modo que os resultados obtidos compreenderam tanto a matriz ferrítica quanto as ilhas de martensita/constituente MA e eventuais demais constituintes. Na figura 4.13 é ilustrado o equipamento utilizado e a impressão deixada pelo indentador.

**Figura 4.13 – Microdurômetro Shimadzu utilizado no ensaio de dureza e impressão deixada pelo indentador durante o teste.**



(a) Vista geral do equipamento; (b) impressão deixada pelo indentador na amostra.

Fonte: Próprio Autor.

#### 4.6.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram conduzidos em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3, empregando ainda um extensômetro Instron modelo 2630-106 com base de medida de 25 mm (figura 4.14).

Os testes foram realizados a uma velocidade de 4,5 mm/min e consequente taxa de deformação inicial de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Para análise dos efeitos do processamento térmico dois corpos de prova foram empregados para cada condição, para que uma similaridade nos resultados fosse atingida. Para a primeira fase do trabalho os ensaios foram conduzidos até a ruptura das amostras, sendo que o extensômetro foi retirado após o início da deformação plástica não uniforme.

Com base nos dados gerados no ensaio, curvas tensão - deformação convencionais foram obtidas até o início da estricção, as quais foram utilizadas na determinação de propriedades mecânicas do material como resistência mecânica e ductilidade, por meio dos valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento uniforme percentual, baseados na norma NBR 6152.

**Figura 4.14 – Máquina universal de ensaios Instron 5982.**



(a) Vista geral do equipamento e (b) detalhe do extensômetro acoplado ao corpo de prova.  
Fonte: Próprio autor.

Curvas tensão - deformação reais até o início da estricção foram elaboradas com base nos dados das curvas convencionais por meio das equações 4.6 e 4.7 (DIETER, 1981). Essas curvas foram empregadas para a análise do encruamento do material, descritas a seguir.

$$\varepsilon = \ln(e+1) \quad (4.6)$$

$$\sigma = T(e+1) \quad (4.7)$$

Onde:  $\varepsilon$  é a deformação real,  $\sigma$  é a tensão real,  $e$  é a deformação convencional,  $T$  é a tensão convencional.

### 4.6.3 Análise do encruamento de aços bifásicos

A análise do encruamento do material foi realizada por meio de quatro técnicas, envolvendo: i) a determinação do expoente de encruamento  $n$ , proveniente da equação de Hollomon (equação 2.4) (DIETER, 1981); ii) a avaliação da taxa de encruamento; iii) verificação do expoente de encruamento instantâneo  $n$  instantâneo e iv) abordagem de Crussard-Jaoul, baseada na equação de Ludwik (equação 3.6) (RASTEGARI et al., 2015).

#### 4.6.3.1 Expoente de encruamento (método da linearização da curva tensão – deformação reais)

Essa abordagem para a análise do encruamento sugere a elaboração da curva tensão - deformação real da região correspondente à deformação plástica em escala logarítmica, de acordo com a figura 3.15, baseada na equação 4.8 (FONSTEIN, 2015).

Neste método de determinação do expoente de encruamento a partir da linearização da curva tensão – deformação real, o ajuste linear é obtido e a inclinação é dada como uma aproximação do valor de  $n$  conforme desenvolvimento da equação 4.8 apresentado nas equações 4.9 e 4.10.

$$\log \sigma = \log k + n \log \varepsilon \quad (4.8)$$

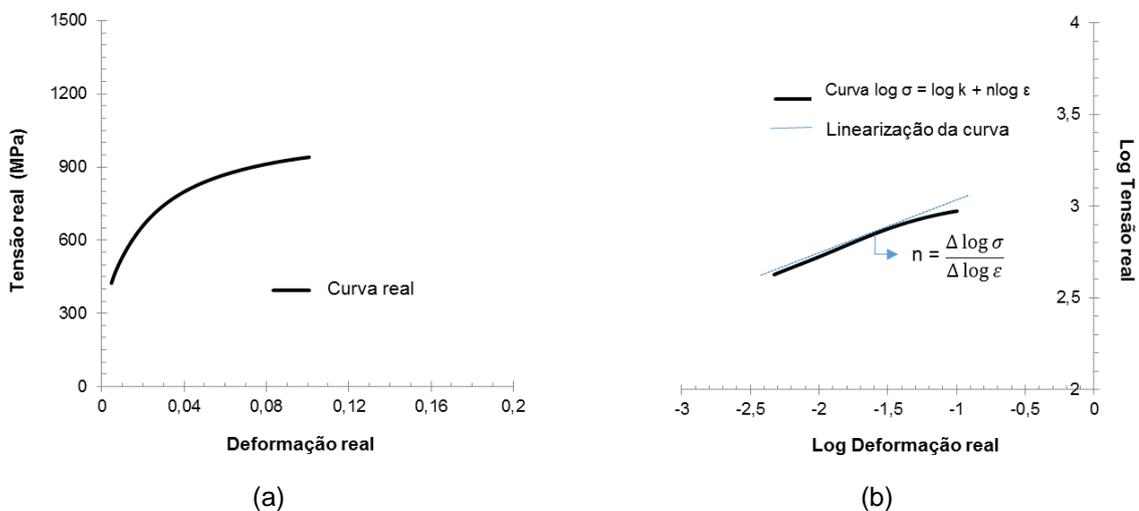
$$n = \frac{\log \sigma - \log k}{\log \varepsilon} \quad (4.9)$$

$$n = \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \varepsilon} \quad (4.10)$$

Esta abordagem tem sido utilizada por muitos pesquisadores para analisar a capacidade de encruamento dos aços bifásicos (KUMAR et al., 2008; DAS e CHATTOPADHYAY, 2009; MOVAHED et al., 2009; MAZAHARI et al., 2014b). No entanto, é comum aos aços avançados de alta resistência apresentar mais de uma inclinação na reta representativa da curva log tensão em função do log deformação (SON et al., 2005, MOVAHED et al., 2009; MAZAHARI et al., 2014b; ZHAO et al., 2014). Portanto, neste trabalho, foram realizadas as análises considerando um e dois

estágios de encruamento, conforme realizado por Movahed et al. (2009) e ilustrado na figura 4.16. Para ambas as situações foi averiguado o índice de correlação  $R^2$  a fim de analisar o grau de relacionamento linear entre os valores estimados. Quanto mais próximo de 1 é o valor de  $R^2$ , mais representativo é o modelo e melhor ele se ajusta à amostra.

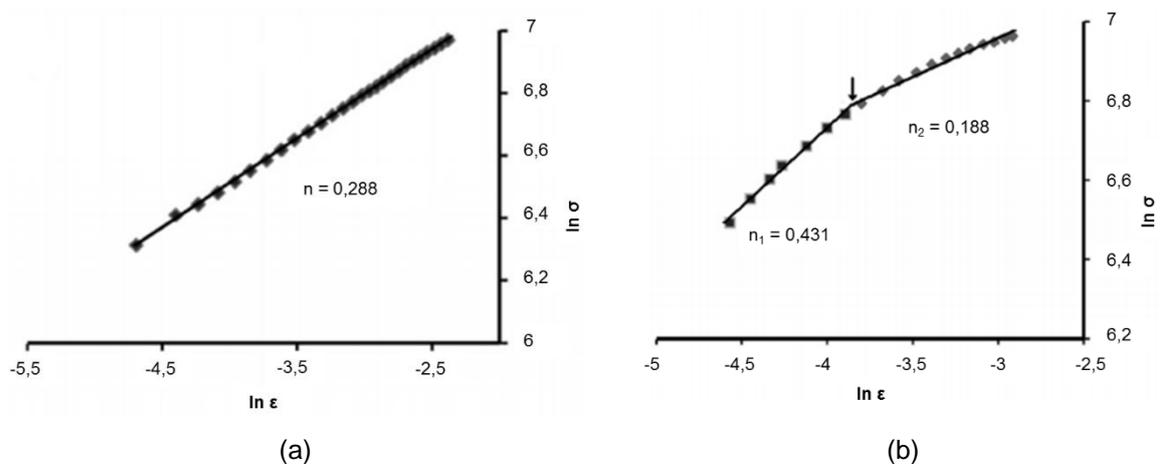
**Figura 4.15 – Determinação do expoente de encruamento (n) derivado da curva tensão-deformação verdadeira usando coordenadas logarítmicas.**



(a) Curva real plástica; (b) linearização da curva

Fonte: Próprio autor.

**Figura 4.16 – Determinação do expoente de encruamento de um aço 0,11%C – 0,53%Mn – 0,07%Si tratado por recozimento intercrítico direto considerado um e dois estágios de deformação.**



(a) Considerando um estágio de deformação e (b) considerando dois estágios de deformação.

Fonte: MOVAHED et al., 2009 (Adaptado).

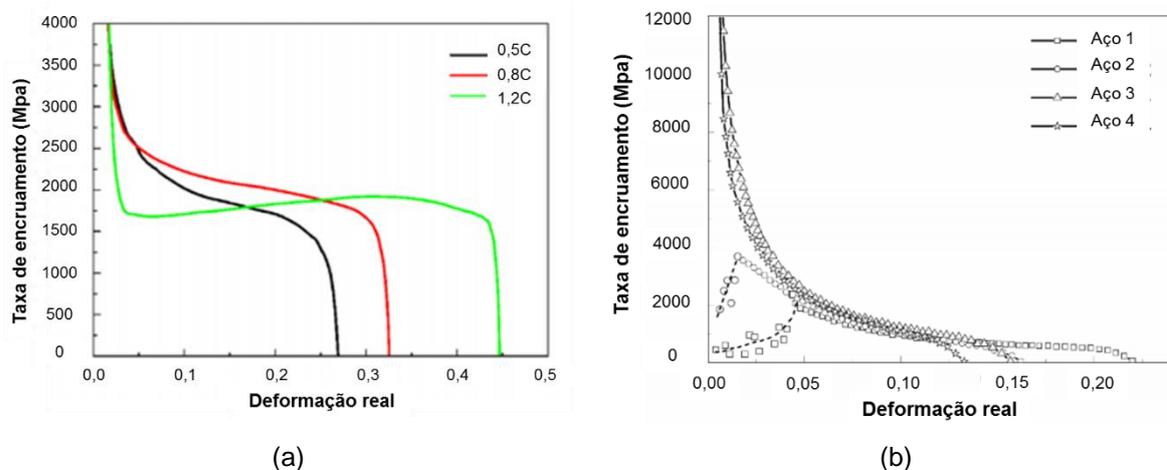
#### 4.6.3.2 Taxa de encruamento

Uma segunda abordagem empregada para analisar o encruamento foi realizada a partir da elaboração das curvas taxa de encruamento – deformação real. A taxa de encruamento  $d\sigma/d\varepsilon$  representa a inclinação da curva tensão deformação real a cada instante (DIETER, 1981; FONSTEIN, 2015), mostrando a capacidade do material de encruar, ou seja, de elevar a resistência mecânica com a realização da deformação plástica.

Conforme pode ser observado, é necessária a diferenciação das curvas tensão – deformação reais, entretanto ruídos de curto alcance fazem com que o simples cálculo numérico não leve a resultados passíveis de análise. Para solucionar este problema, as curvas foram elaboradas e suavizadas (operação mencionada como *smoothing*), utilizando-se um *software* comercial.

Pesquisadores tem empregado este método para avaliar os diferentes estágios de deformação dos aços bifásicos (ZUO; CHEN; WANG, 2012; MAHESH; SANKARAN; VENUGOPAL, 2012; RASTEGARI et al., 2015; DING et al., 2016; LI et al., 2016). Na figura 4.17 é ilustrada a aplicação das curvas taxa de encruamento – deformação real para investigar o encruamento elaboradas por Ding et al. (2016) ao analisar aços com composições químicas diversas (figura 4.17a) e por Li et al. (2016) ao estudar aços bifásicos com diferentes microestruturas (figura 4.17b).

**Figura 4.17 – Variação da taxa de encruamento com a deformação para diferentes aços.**



a) Taxa de encruamento para aços com diferentes composições químicas e b) para aços DP com diferentes microestruturas.

Fonte: DIONG et al., 2016; LI et al., 2016 (in press) (Adaptado).

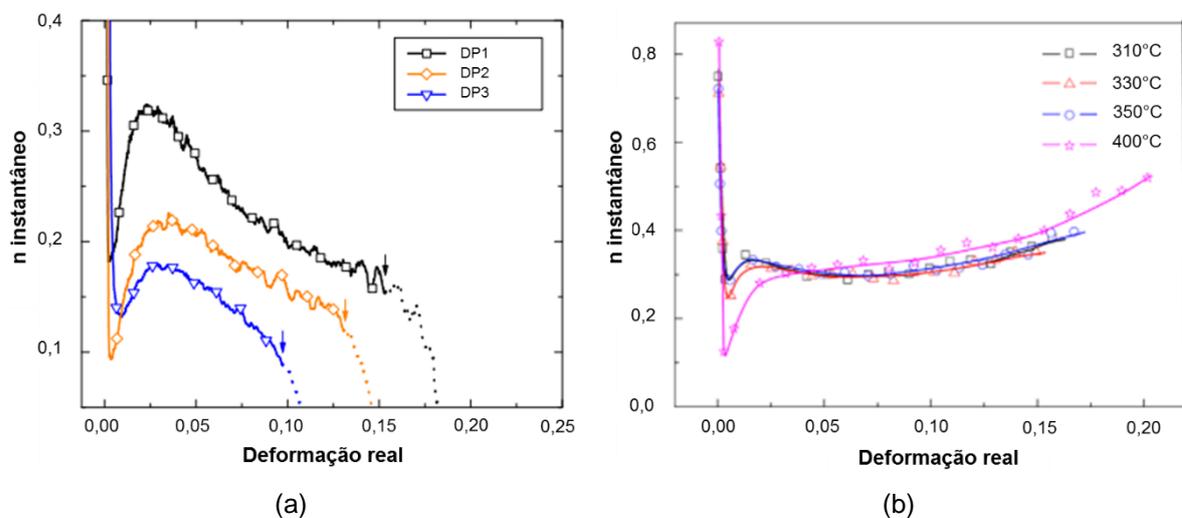
#### 4.6.3.3 Expoente de encruamento instantâneo

O fato de aços bifásicos poderem apresentar dois ou três estágios de deformação, como mencionado anteriormente, indica que apenas um ou dois valores de  $n$  podem não ser suficientes para descrever o comportamento ao encruamento desses materiais. Neste trabalho, o expoente de encruamento instantâneo foi calculado a partir da equação 4.9, em concordância com o que foi realizado por Zhang et al. (2013), Li et al. (2015), Rastegari et al. (2015) e Xiong et al. (2015).

$$n_{instantâneo} = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \varepsilon} = \frac{\varepsilon}{\sigma} \frac{d \sigma}{d \varepsilon} \quad (4.9)$$

Este parâmetro fornece uma representação matemática instantânea do encruamento durante a deformação sob a aplicação de tensão uniaxial. Segundo Ramazani et al. (2013) e Seyedrezai et al. (2013), a contribuição da martensita para o encruamento de aços bifásicos é mais proeminente nos estágios iniciais de deformação. Portanto, a análise do expoente de encruamento instantâneo baseada em um valor mínimo e um valor máximo poderia proporcionar um método adequado para identificar os efeitos da microestrutura no comportamento à tração. Na figura 4.18 é exemplificada a aplicação da análise do  $n_{instantâneo}$  para diferentes aços bifásicos.

**Figura 4.18 – Aplicação do método de análise do expoente de encruamento instantâneo.**



- a)  $n_{instantâneo}$  para diferentes microestruturas de aços DP e b) para aços DP formados a partir de diferentes temperaturas de reaquecimento.

Fonte: SEYEDREZAI et al., 2013; LI et al., 2015 (Adaptado).

#### 4.6.3.4 Análise de Crussard-Jaoul (C-J)

Apesar da análise do encruamento dos aços bifásicos por meio do emprego do expoente de encruamento  $n$  baseado na equação de Hollomon ser usual, alguns trabalhos questionam os resultados obtidos por meio dessa abordagem (COLLA et al. 2009; DIONG et al. 2016). Sabe-se que existe uma diferença tanto no comportamento elástico como no comportamento plástico na ferrita e na martensita, de modo que ocorre a divisão da deformação nas fases durante o carregamento, ou seja, essas deformações são observadas muitas vezes em momentos distintos em cada um dos constituintes (DIONG et al. 2016). Colla et al. (2009) demonstraram que a análise de Hollomon pode prever a taxa inicial de encruamento em uma pequena parcela de deformação, mas não poderia avaliar o encruamento em vários estágios.

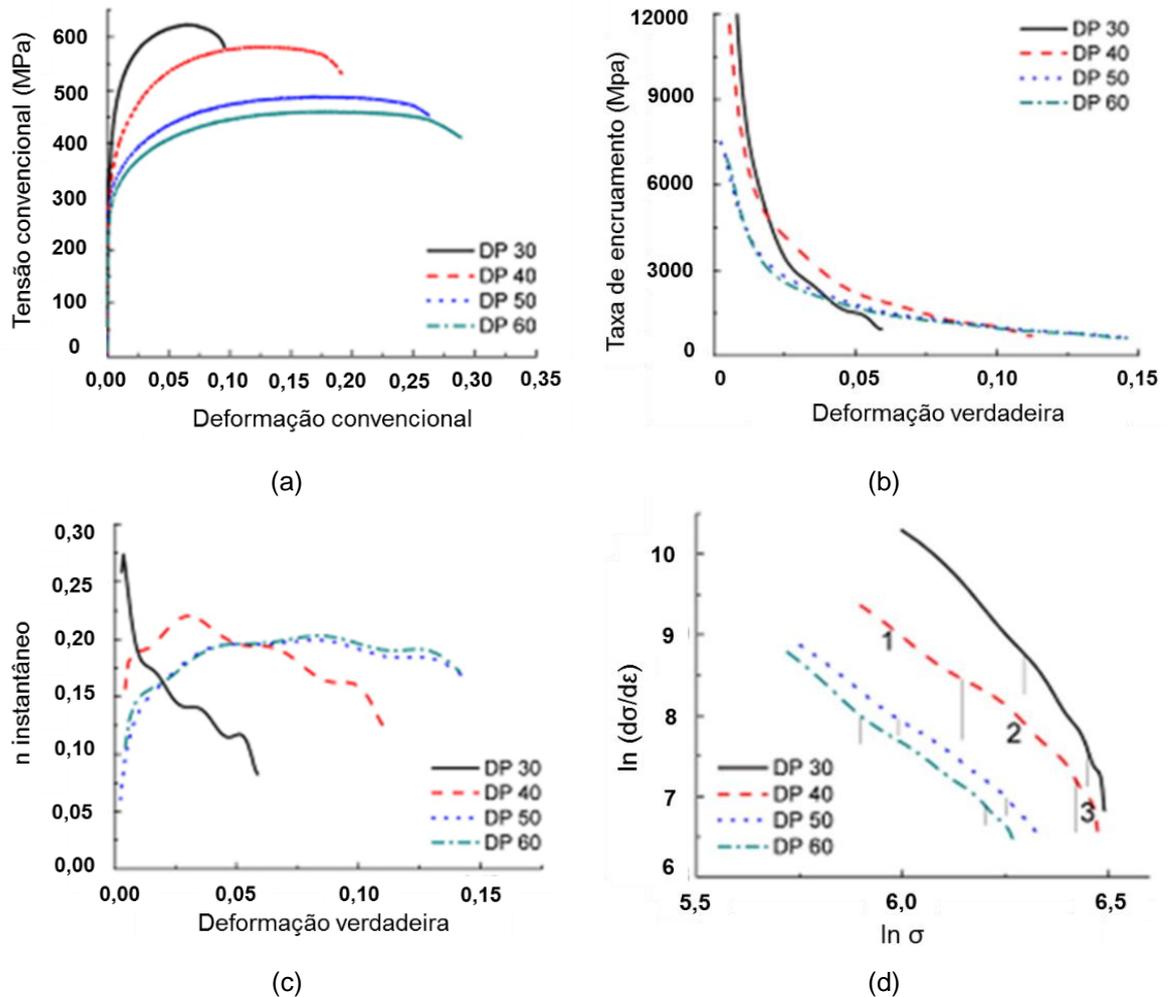
Dessa forma, neste estudo, o comportamento em relação ao encruamento foi ainda avaliado a partir da análise de Crussard-Jaoul, método que apresenta vantagens em relação a outras técnicas, obtido a partir da curva experimental  $\ln(d\sigma/d\varepsilon)$  em função de  $\ln\varepsilon$  (COLLA et al., 2009; DAS e CHATTOPADHYAY, 2009; XIONG et al., 2015; RASTEGARI et al., 2015). Essa análise é capaz de descrever a sensibilidade ao encruamento de materiais às variações de defeitos internos, tais como densidade de discordâncias e fração de volume de maclas (DIONG et al. 2016). Na figura 4.19 é mostrado, como exemplo, um trabalho no qual o encruamento de aços bifásicos é avaliado por meio da taxa de encruamento, do expoente de encruamento instantâneo e pelo método de Crussard-Jaoul (XIONG et al., 2015).

#### 4.7 Análise da deformação plástica no aço bifásico

Na segunda fase do trabalho, o principal objetivo foi observar como os diferentes constituintes se comportariam durante a ocorrência da deformação plástica. Nesse sentido, algumas condições de tratamento térmico intercrítico foram selecionadas para essa análise, cuja escolha envolveu a observação da proporção, dimensões e da morfologia dos constituintes e do comportamento mecânico do material perante os ensaios realizados na primeira etapa. Portanto, para esta avaliação, foram escolhidas as condições mostradas na tabela 4.3, sendo investigadas 12 condições de processamento anterior, abordando tanto a estrutura

produzida por recozimento intercrítico direto como por recozimento intercrítico contínuo.

Figura 4.19 – Análise do encruamento de diferentes aços bifásicos por diferentes abordagens.



Fonte: XIONG et al. 2015 (Adaptado).

Tabela 4.3 – Condições de tratamento selecionadas para análise da deformação plástica.

Tempo de encharque (min)	Condições de tratamento selecionadas	
	Recozimento intercrítico direto 740°C	Recozimento intercrítico contínuo 740°C
	Níveis de deformação	Níveis de deformação
2	1%, 3% e 5%	1%, 3% e 5%
30	1%, 3% e 5%	1%, 3% e 5%

Fonte: Próprio autor.

Em termos experimentais, após a realização dos tratamentos térmicos e confecção dos corpos de prova (conforme seção 4.3), os três níveis de deformação considerados foram obtidos por meio de ensaios de tração. Os valores foram determinados a partir de consulta à literatura (TARIGOPULA et al., 2009; LE et al., 2009; WEISS et al., 2015; LIAO et al., 2016), dos resultados de alongamento uniforme encontrados nos ensaios de tração realizados anteriormente e da análise dos estágios de encruamento. Nesse caso, os experimentos foram realizados nas mesmas condições operacionais descritas na seção 4.6.2.

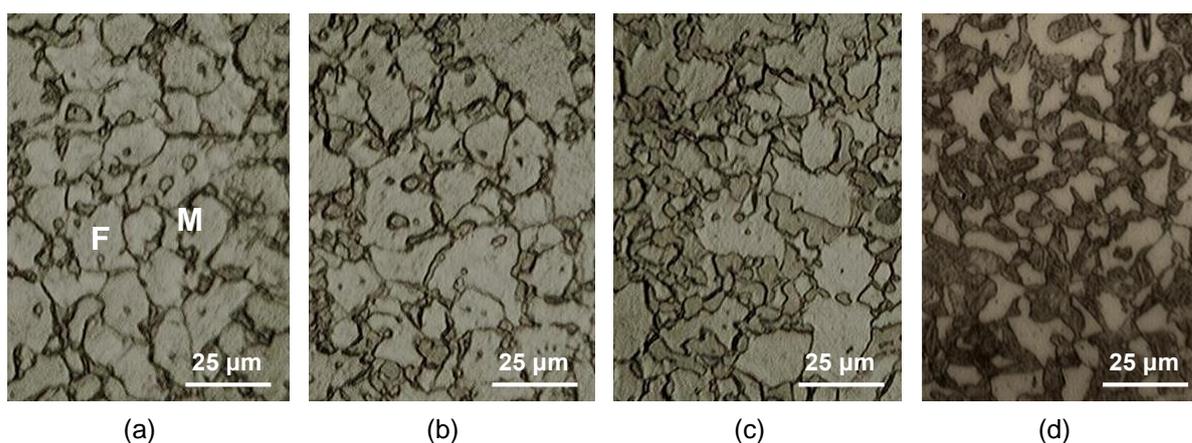
Após os ensaios de tração, as amostras foram preparadas metalograficamente de forma similar à seção 4.5. Em seguida a avaliação das amostras foi conduzida por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e penetração instrumentada. Para o MEV, foram analisadas as amostras atacadas com o reagente Nital 3% similarmente ao que foi realizado para o material apenas tratado termicamente. Para os experimentos de penetração instrumentada, foram realizadas indentações no centro da ferrita, na interface entre as fases e no centro da martensita, seguindo os mesmos parâmetros utilizados na primeira etapa do trabalho quando o mesmo ensaio foi empregado para avaliar a microestrutura obtida durante os diferentes ciclos de tratamentos térmicos.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Microestrutura do Material após Processamento Térmico

Nas figuras 5.1 e 5.2 são apresentadas as imagens de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C. Ressalta-se que essas (assim como as demais nessa seção) são apenas exemplos representativos do que foi observado em geral do material, ou seja, o comportamento foi verificado nas demais imagens não apresentadas no trabalho, porém utilizadas para a avaliação microestrutural semiquantitativa, que é apresentada adiante.

**Figura 5.1 - Microscopia óptica (MO) das amostras submetidas ao recozimento direto a 740°C com diferentes tempos de encharque.**



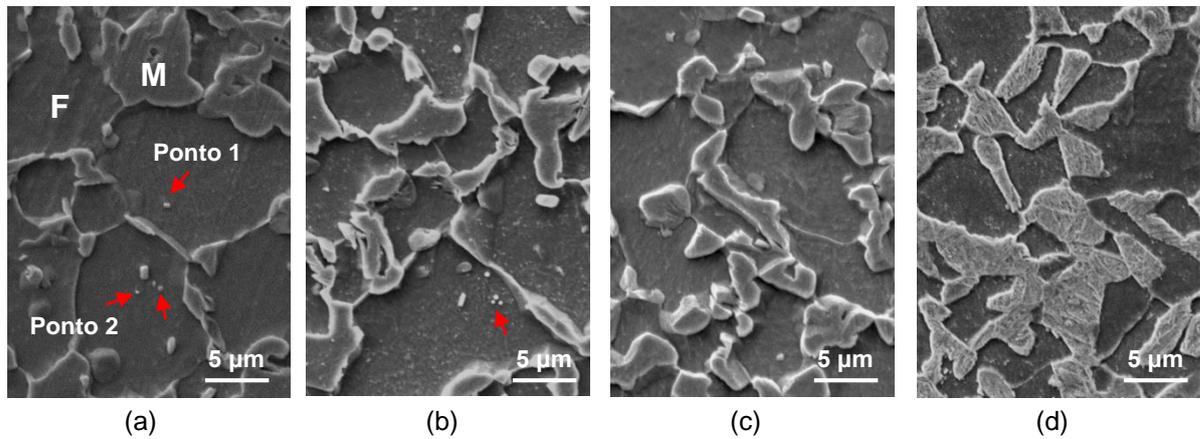
(a) 2 min; (b) 5 min; (c) 10 min e (d) 30 min.

F – Ferrita; M – Constituinte MA.

Fonte: Próprio autor.

A partir das imagens obtidas por microscópio óptico das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C é possível observar uma elevação na fração volumétrica de martensita com o aumento do tempo de encharque, especialmente ao comparar os tempos de 2 min e 30 min, fenômeno similar ao que foi observado por Mazaheri et al. (2015) nas imagens que compõem a figura 3.9. Verifica-se também uma mudança na morfologia e um aumento no tamanho das ilhas de martensita, conforme as imagens de MEV. Os tempos de encharque de 2 e 5 minutos, aparentemente, não são capazes de dissolver completamente os carbonetos, identificados por setas nas imagens que compõem a figura 5.2.

**Figura 5.2 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras submetidas ao recozimento intercrítico direto a 740°C com diferentes tempos de encharque.**



(a) 2 min; (b) 5 min; (c) 10 min e (d) 30 min.

F – Ferrita; M – Constituinte MA.

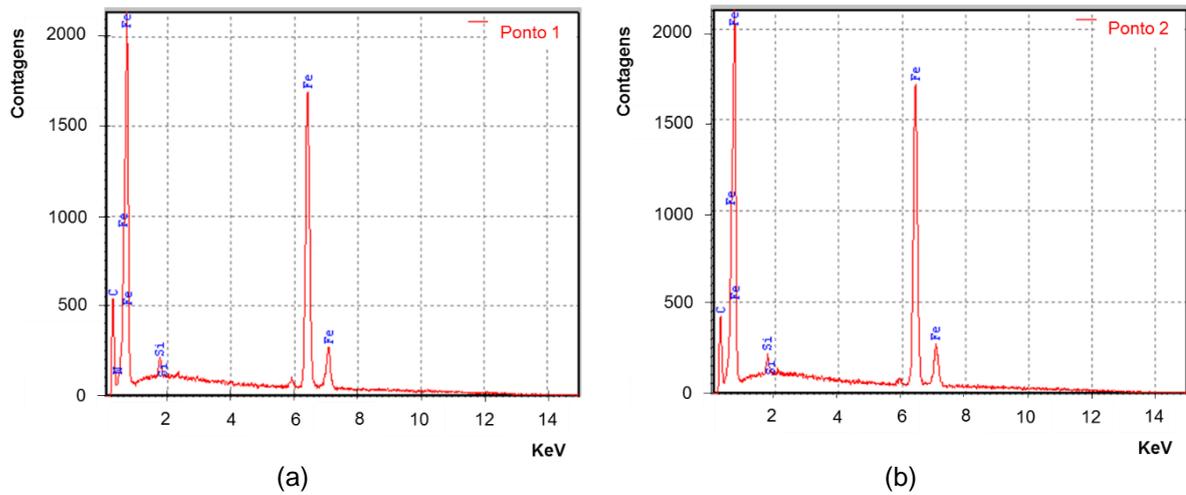
Fonte: Próprio autor.

Resultados análogos foram observados por Zeytin; Kubilay e Aydin (2008) ao tratar por recozimento intercrítico direto a 750°C dois aços bifásicos de composição (0,08%C – 1,35%Mn – 0,045%P – 0,005%S – 0,35%Si – 0,02%Al – 0,7%Cr) e (0,1%C – 1,2%Mn – 0,015%P – 0,015%S – 0,03%Si – 0,5%Cr – 0,5%Mo –  $\leq$  0,1%Zr), em diferentes tempos de encharque (3, 10 e 30 min). Nesse caso, para os minutos iniciais, os carbonetos não foram totalmente solubilizados. Segundo os autores, a ocorrência desses carbonetos é favorecida pela presença dos elementos de liga Cr e Mo na composição química dos aços. No presente trabalho, constatou-se a partir de análise em EDS que os carbonetos encontrados são possivelmente de silício (figura 5.3).

Na tabela 5.1 são apresentados os resultados de análise semiquantitativa da proporção dos constituintes e o tamanho de grão ferrítico médio para cada condição de tratamento abordada nas figuras 5.1 e 5.2. Verifica-se, em geral, a elevação na quantidade de constituinte MA e redução na proporção e no tamanho de grão da fase ferrítica, corroborando as observações qualitativas.

Os resultados de MO e MEV das amostras submetidas ao recozimento intercrítico direto a 780°C são apresentados nas figuras 5.4 e 5.5. É possível observar uma suave elevação na fração de volume de martensita com o aumento do tempo de encharque, o que é confirmado pelos resultados da análise semiquantitativa apresentados na tabela 5.2. As imagens de MEV permitem também verificar que a morfologia das fases não foi, aparentemente, afetada pela variação do tempo de permanência no campo intercrítico, tampouco o tamanho de grão ferrítico (tabela 5.2).

**Figura 5.3 – Análise em EDS dos carbonetos encontrados na amostra submetida ao recozimento intercrítico direto a 740°C com tempo de encharque de 2 minutos.**



(a) Ponto 1 (b) Ponto 2.

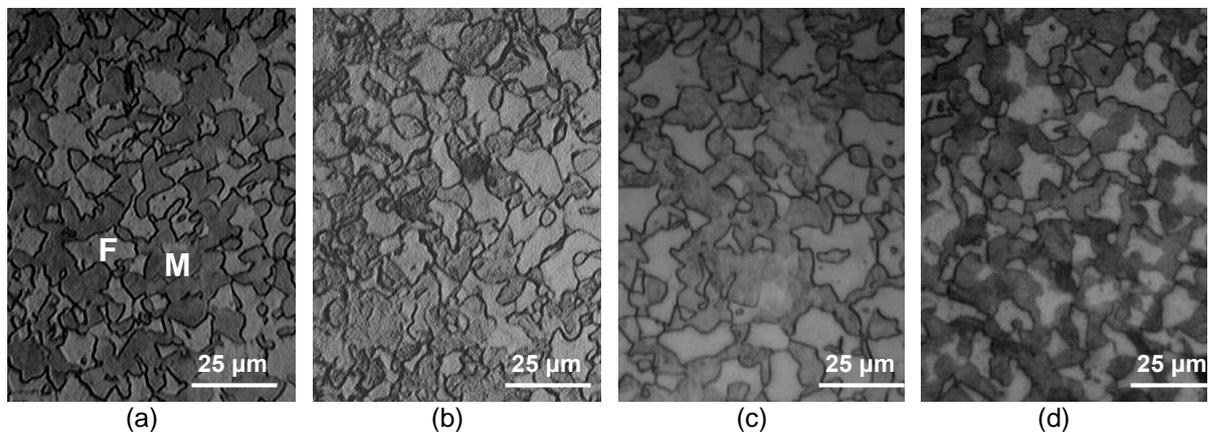
Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.1 - Fração volumétrica dos constituintes nas amostras submetidas ao recozimento intercrítico direto a 740°C e tamanho médio do grão ferrítico.**

Tempo de encharque (min)	% Ferrita	% MA	Demais constituintes	Tamanho de grão médio ( $\mu\text{m}$ )
2	67,24 $\pm$ 3,16	31,77 $\pm$ 3,27	0,99	7,02
5	67,87 $\pm$ 3,75	28,46 $\pm$ 3,19	3,67	6,87
10	64,99 $\pm$ 3,15	32,27 $\pm$ 3,48	2,74	6,28
30	55,80 $\pm$ 4,94	43,21 $\pm$ 3,44	0,99	5,40

Fonte: Próprio autor.

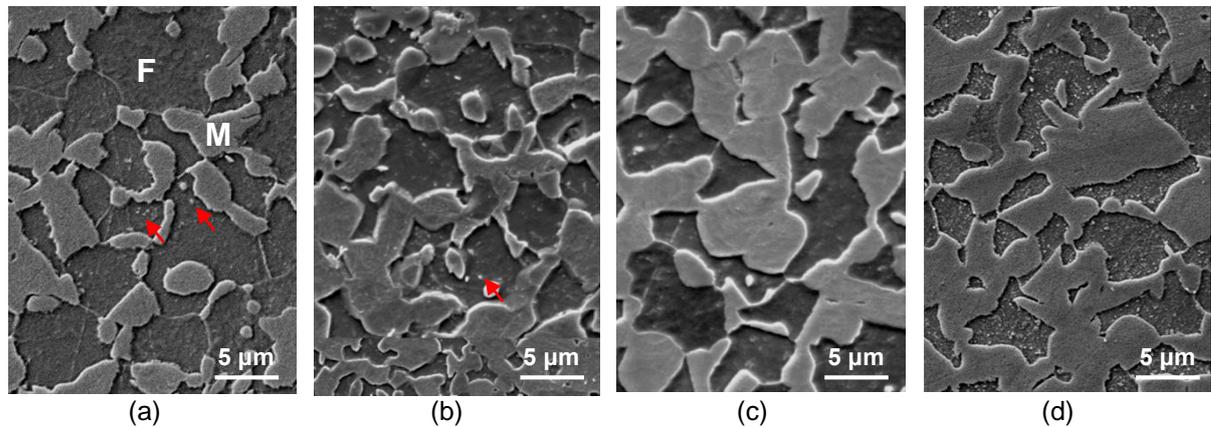
**Figura 5.4 - Microscopia óptica (MO) das amostras submetidas ao recozimento direto a 780°C com diferentes tempos de encharque.**



(a) 2 min; (b) 5 min; (c) 10 min e (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.5 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras submetidas ao recozimento direto a 780°C com diferentes tempos de encharque.**



(a) 2 min; (b) 5 min; (c) 10 min e (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.2 - Fração volumétrica dos constituintes nas amostras submetidas ao recozimento intercrítico direto a 780°C e tamanho médio do grão ferrítico.**

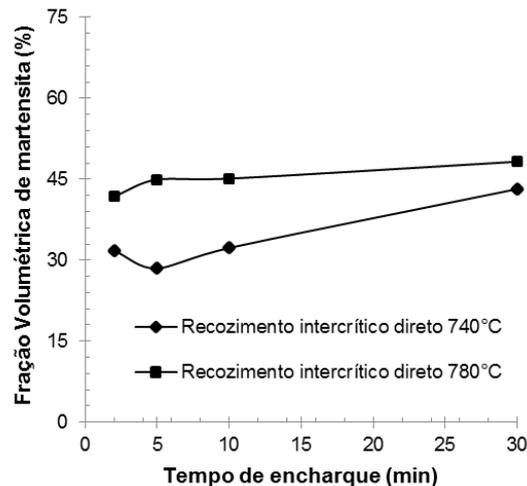
Tempo de encharque (min)	% Ferrita	% MA	Demais constituintes	Tamanho de grão médio (µm)
2	56,18 ± 4,50	41,80 ± 2,99	2,02	5,12
5	45,80 ± 5,73	44,96 ± 3,26	9,24	5,12
10	40,42 ± 6,80	45,12 ± 6,59	14,46	5,11
30	35,78 ± 5,93	48,25 ± 5,23	15,98	4,81

Fonte: Próprio autor.

Na figura 5.6 é apresentada uma comparação da variação da fração volumétrica de martensita e o tempo de encharque para recozimento intercrítico direto para as temperaturas de 740°C e 780°C. Verifica-se que, como esperado, as amostras tratadas a 780°C produziram uma quantidade maior de martensita que as tratadas a 740°C, independentemente do tempo no campo intercrítico. Esses resultados estão de acordo com aqueles apresentados por Ghaheri et al. (2014), Mazaheri et al. (2014a) e Xu et al. (2016). Comparando ainda as duas temperaturas investigadas, ressalta-se que, para a menor temperatura, o tempo de encharque exerceu maior influência na proporção de constituinte MA, no tamanho de grão ferrítico e nas características morfológicas da martensita. Alfirano et al. (2014) ao investigar os efeitos da temperatura e do tempo intercríticos na microestrutura de um aço 0,16%C – 0,62%Mn – 0,0078%Si – 0,023%Cr tratadas por recozimento intercrítico direto

também observaram que uma alta temperatura de tratamento e um tempo de encharque mais extenso produzem maior quantidade de martensita.

**Figura 5.6 – Representação gráfica da variação da fração de volume de martensita com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.**



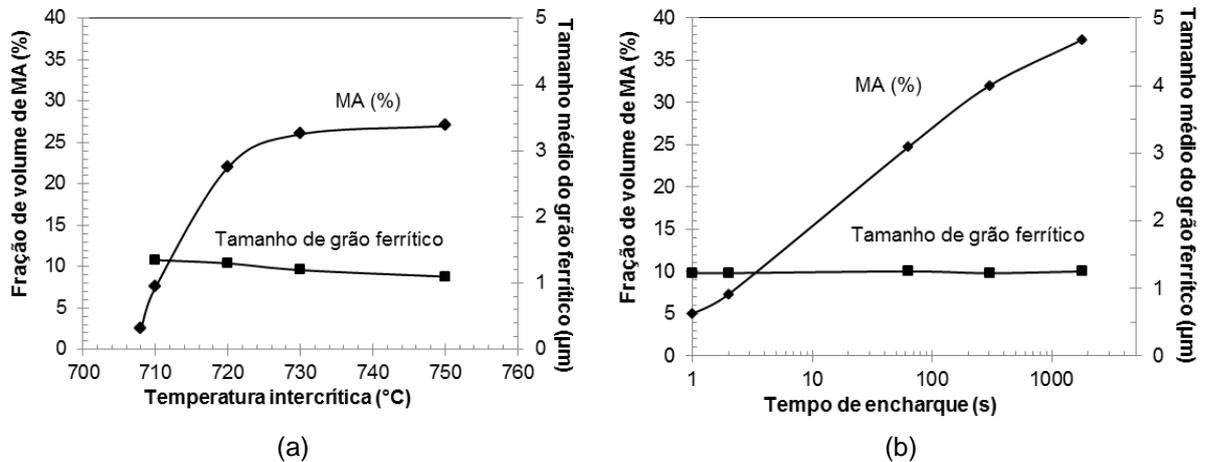
Fonte: Próprio autor.

Calcagnotto; Ponge e Raabe (2012) estudaram os efeitos da temperatura e tempo de encharque de um recozimento intercrítico direto na fração de volume de martensita e no tamanho de grão ferrítico de um aço 0,17%C–1,63Mn–0,28%Si (figura 5.7). Um aumento quase linear da fração volumétrica de martensita e uma queda no tamanho médio do grão ferrítico com o aumento da temperatura foi observado, comportamento análogo ao do material no presente trabalho. Em relação ao tempo, esses pesquisadores verificaram que o efeito dependeria da temperatura considerada, uma vez que diferentes processos difusionais comandariam os fenômenos. A temperaturas mais baixas (no trabalho a 710°C), a transformação de fase com o aquecimento intercrítico, ou seja, a transformação em austenita é controlada pela lenta difusão de Mn e pelo seu alto teor, responsáveis por reduzir a atividade difusional do carbono e, conseqüentemente, a taxa de crescimento da austenita. Nesse caso, tempos mais longos seriam necessários para atingir a quantidade de equilíbrio de austenita para determinada temperatura. Para temperaturas superiores (730°C e 750°C), por outro lado, a transformação de fase seria controlada pela difusão do carbono e a saturação da austenita poderia ser atingida em tempos menores (para 730°C em 30 min). No entanto, a elevação da temperatura nessa situação, não favoreceria o crescimento da austenita com o tempo. A taxa de transformação de fase

seria mais lenta porque os sítios preferenciais de nucleação da austenita, ou seja, a cementita, estariam esgotados e o crescimento dessa austenita teria que prosseguir pela difusão de carbono através da interface austenita/ferrita, que é mais lenta. Dessa forma, temperaturas intermediárias (acima 710°C e abaixo de 750°C) levariam à formação mais intensa de austenita em um mesmo intervalo de tempo.

Considerando o presente trabalho, ambas as temperaturas empregadas (740°C e 780°C) estão na faixa na qual a transformação de fase seria controlada pela difusão do carbono. Dessa forma, a elevação proporcional menos acentuada da quantidade de martensita (gerada a partir da austenita) comparando os tempos mínimo e máximo (2 min e 30 min) para a temperatura mais elevada poderia estar associada à alteração da região de difusão do carbono, ou seja, deixaria de ser entre a interface austenita/austenita e passaria a ser entre austenita/ferrita. Portanto, seria necessário um tempo maior para que a saturação da austenita fosse atingida.

**Figura 5.7 – Influência dos parâmetros do tratamento intercrítico na fração volumétrica de martensita e no tamanho de grão ferrítico.**

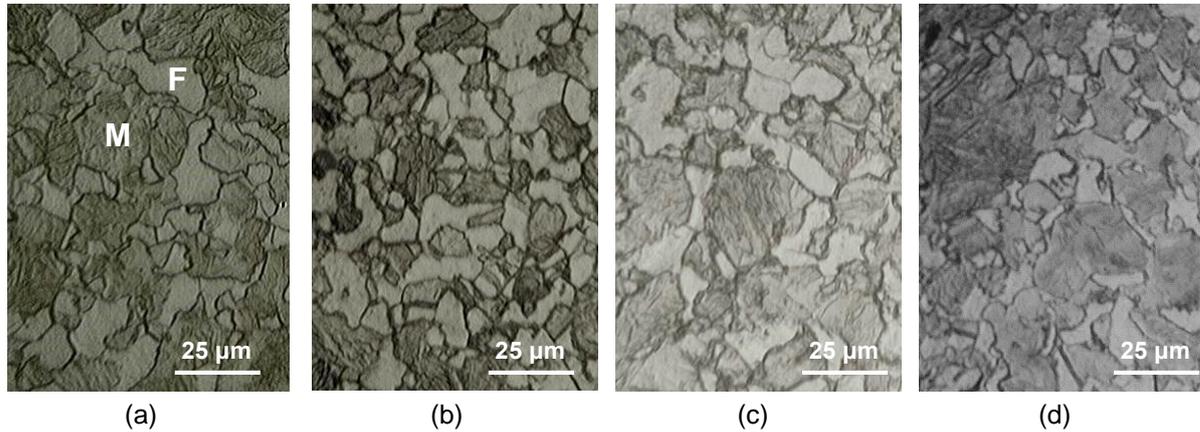


(a) Temperatura intercrítica e (b) tempo de encharque. Calcagnotto; Ponge; Raabe, 2012 (Adaptado).

Nas figuras 5.8 e 5.9 são apresentados os resultados das amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 740°C. Verifica-se, de forma qualitativa, um aumento na fração volumétrica de martensita com o tempo de encharque, assim como a redução no tamanho de grão ferrítico, especialmente ao confrontar as imagens relativas aos tempos de 2 min e 30 min. Esses resultados são comprovados pelos valores da análise semiquantitativa, apresentados na tabela 5.3. Entretanto, diferentemente do que foi obtido no tratamento intercrítico direto, com a elevação do

tempo, observa-se uma tendência à estabilização do valor. Por fim, a morfologia da fase martensítica não apresenta grande variação com o aumento do tempo.

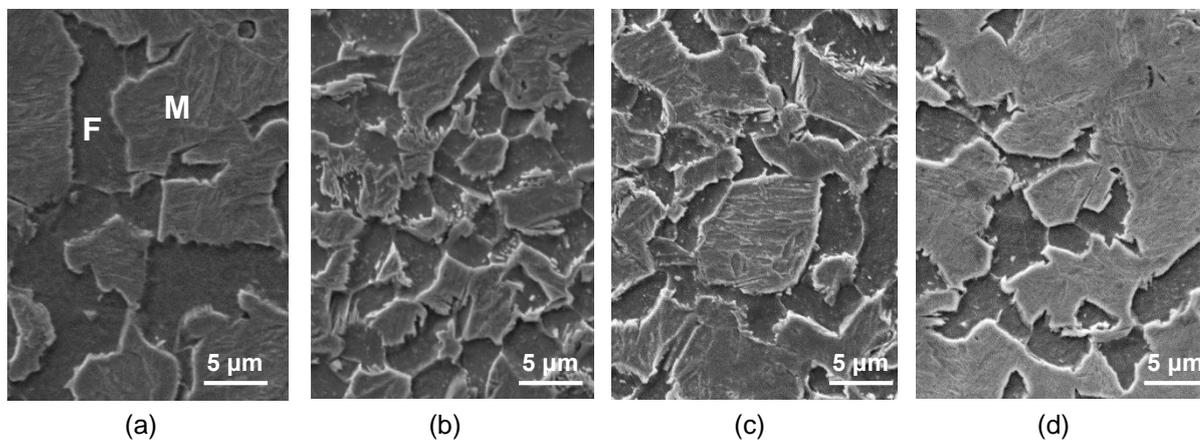
**Figura 5.8 - Microscopia óptica (MO) das amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 740°C com diferentes tempos de encharque.**



(a) 2 min; (b) 5 min; (c) 10 min e (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.9 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras submetidas ao recozimento contínuo a 740°C com diferentes tempos de encharque.**



(a) 2 min; (b) 5 min; (c) 10 min e (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

Comparando os processamentos direto e contínuo, verifica-se na primeira condição de tratamento que a nucleação e crescimento da martensita se deu ao longo dos contornos de grão da ferrita (e eventuais carbonetos não dissolvidos), uma vez que a austenita parente foi desenvolvida nessas regiões com o aquecimento no recozimento intercrítico direto. Por outro lado, o desenvolvimento das ilhas de martensita de dimensões mais elevadas e mais “abrangentes” no recozimento

intercrítico contínuo é resultado do fato de que o material, nesse processamento, com o aquecimento, é inicialmente todo transformado em austenita e, na primeira etapa de resfriamento para o campo intercrítico, uma parcela dessa fase dá origem à ferrita, que nucleia nos contornos de grão de  $\gamma$ . A austenita remanescente, que envolve os grão ferríticos formados, no resfriamento subsequente é transformada em martensita. Dessa forma, a morfologia é desenvolvida como nas figuras 5.8 e 5.9. Comportamento similar foi verificado por Ghaheri et al. (2014), exemplificado nas figuras 3.6 e 3.12.

**Tabela 5.3 - Fração volumétrica dos constituintes presentes nas amostras submetidas recozimento contínuo a 740°C e tamanho médio do grão ferrítico.**

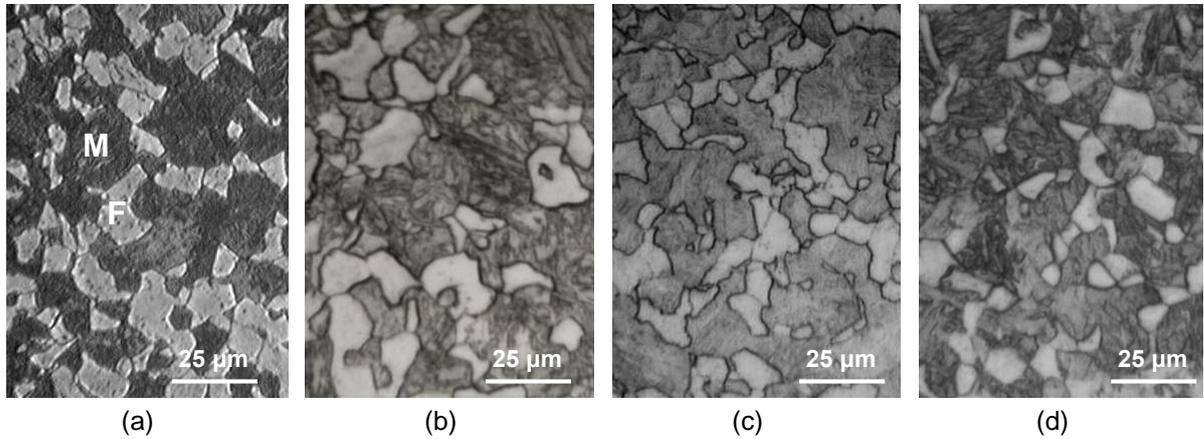
Tempo de encharque (min)	% Ferrita	% MA	Demais constituintes	Tamanho de grão médio ( $\mu\text{m}$ )
2	51,28 $\pm$ 7,68	46,22 $\pm$ 2,73	2,50	6,99
5	48,78 $\pm$ 6,14	49,39 $\pm$ 5,30	1,83	5,08
10	38,64 $\pm$ 7,46	52,36 $\pm$ 5,56	9,00	5,02
30	31,48 $\pm$ 3,52	52,04 $\pm$ 8,32	16,48	4,95

Fonte: Próprio autor.

Verificou-se ainda que a quantidade de constituinte MA gerada no tratamento intercrítico contínuo foi superior àquela desenvolvida no processamento direto, para os quatro tempos de encharque estudados. Acredita-se que essa diferença está relacionada à questão de tempo de saturação ou equilíbrio para transformação das fases no campo intercrítico a uma dada temperatura, ou seja, possivelmente a proporção de austenita (e posteriormente martensita) atinge o valor de equilíbrio com um tempo inferior no processamento intercrítico contínuo.

Nas figuras 5.10 e 5.11 e na tabela 5.4 são exibidos os resultados referentes à microestrutura do material com a realização de recozimento intercrítico contínuo a 780°C. Comportamento similar ao que foi constatado para 740°C é verificado. Na figura 5.12 é apresentada uma comparação dos resultados para as duas temperaturas. Nota-se que a influência do tempo foi mais pronunciada para as amostras tratadas a 740°C. Observa-se também que este tipo de processamento produz maiores quantidades de constituinte MA que aquelas tratadas por recozimento intercrítico direto para um mesmo tempo de encharque e temperatura. Entretanto, verifica-se que para temperaturas mais elevadas no campo intercrítico, independente do tipo de recozimento empregado, o tempo tem influência menor nos resultados.

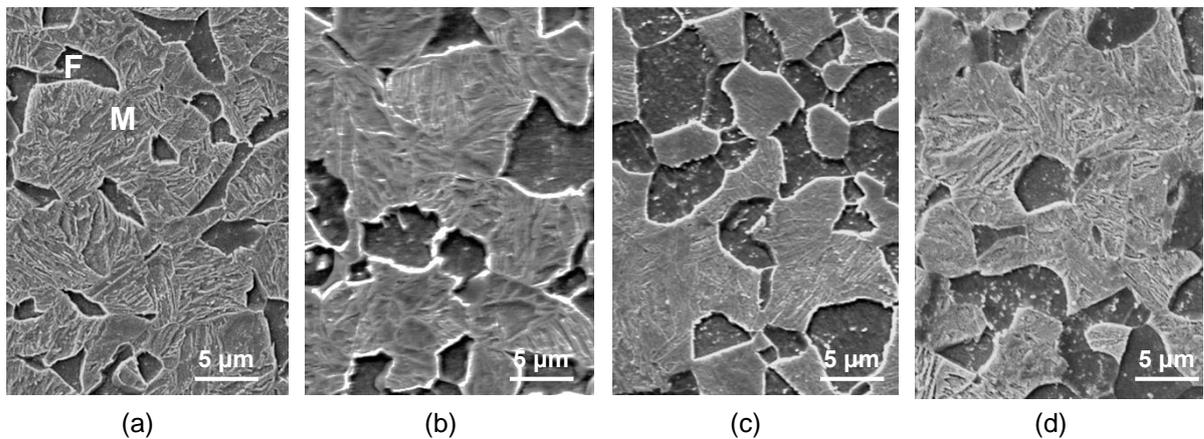
**Figura 5.10 - Microscopia óptica (MO) das amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 780°C com diferentes tempos de encharque.**



(a) 2 min; (b) 5 min; (c) 10 min e (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.11 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 780°C com diferentes tempos de encharque.**



(a) 2 min; (b) 5 min; (c) 10 min e (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

Foi observado ainda que o tratamento intercrítico contínuo a 780°C produziu maior quantidade de demais constituintes, conforme apresentado na tabela 5.5. Segundo alguns pesquisadores (SPEICH, 1981; ROCHA, 2004; MORAES et al., 2015), a temperatura de encharque é responsável por influenciar na temperabilidade do material. Isto é, quanto maior a temperatura no campo intercrítico, maior será a fração de austenita, conseqüentemente, menor será seu teor de carbono e de elementos de liga, resultando em redução da temperabilidade. A menor

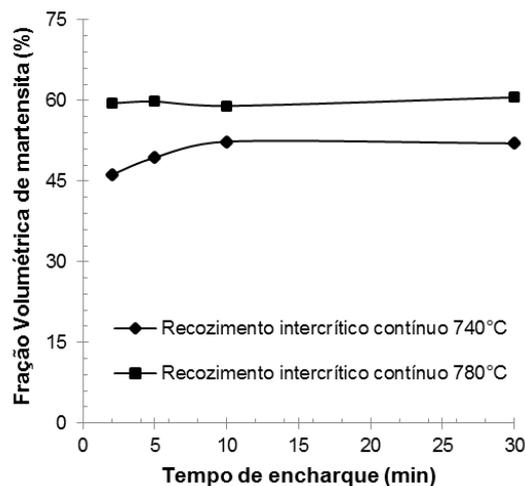
temperabilidade facilitará a formação de uma quantidade maior de nova ferrita ou bainita e carbonetos em substituição à martensita na estrutura final.

**Tabela 5.4 - Fração volumétrica dos constituintes presentes nas amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 780°C e tamanho médio do grão ferrítico.**

Tempo de encharque (min)	% Ferrita	% MA	Demais constituintes	Tamanho de grão médio ( $\mu\text{m}$ )
2	24,69 $\pm$ 3,39	59,50 $\pm$ 2,63	15,81	4,26
5	25,97 $\pm$ 4,83	59,82 $\pm$ 8,15	14,21	4,85
10	27,15 $\pm$ 5,85	59,00 $\pm$ 4,01	13,85	4,16
30	31,60 $\pm$ 3,38	60,59 $\pm$ 6,08	7,81	4,38

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.12 – Representação gráfica da variação da fração de volume de martensita com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.**

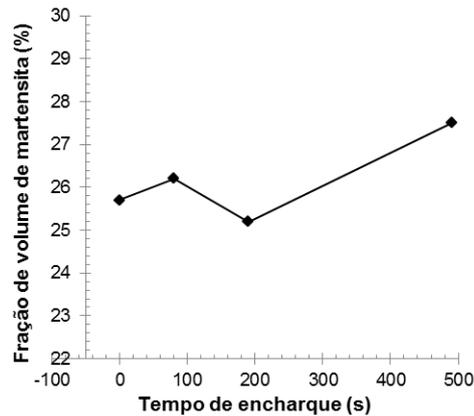


Fonte: Próprio autor.

Resultados semelhantes aos do presente trabalho foram encontrados por Zhuang et al. (2015) ao analisar os efeitos do tempo de encharque em amostras de aço um aço 0,22%C – 0,47%Si – 2,5%Mn tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 820°C. Verifica-se um aumento no tamanho das ilhas de martensita à medida que o tempo de encharque foi aumentado, tendendo a se estabilizar ao atingir 8 min. A martensita se distribuiu uniformemente dentro da matriz ferrítica para os tempos de 1 e 3 min e sua fração de volume aumentou gradualmente quando o tempo de encharque aumentou de 5 s para 60 s, e depois diminuiu. Maior tempo de

encharque resultou em maior teor de martensita, entretanto sua fração de volume foi semelhante como um todo para distintos tempos de encharque (figura 5.13).

**Figura 5.13 – Variação da fração de volume de martensita com o tempo de encharque das amostras.**



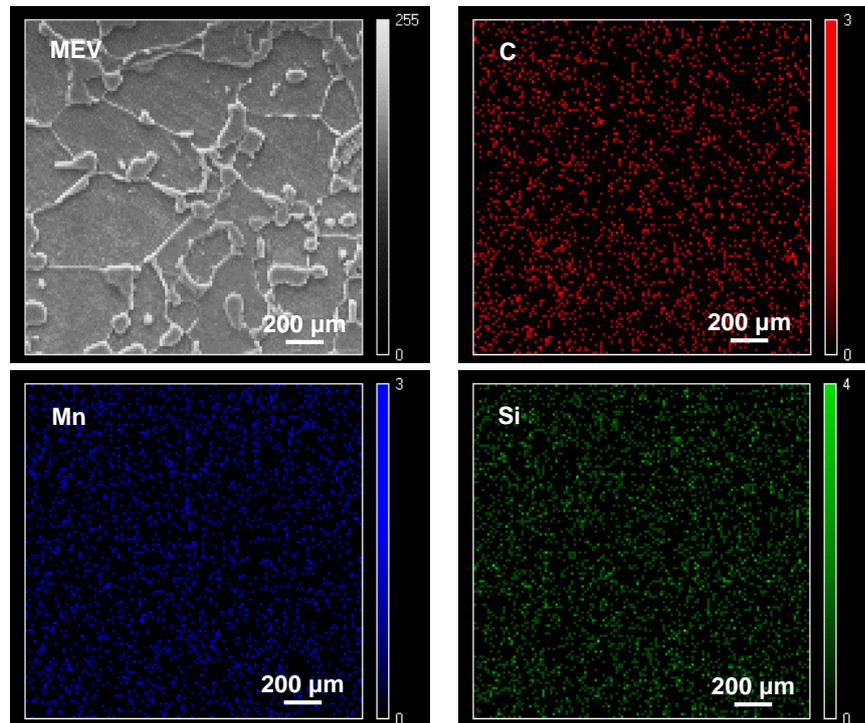
Fonte: Zhuang et al. 2015.

### 5.1.1 Análise da distribuição dos elementos de liga na microestrutura dos aços bifásicos

Durante o recozimento intercrítico direto, a concentração de carbono e manganês na austenita podem variar com a taxa de aquecimento e temperatura intercrítica máxima. Menores taxas de aquecimento possibilitam maior tempo para a difusão acontecer a partir da ferrita. Contudo, uma temperatura intercrítica mais elevada promove maior transformação da ferrita (pobre em carbono) em austenita, diluindo o total de carbono na fase. A concentração de C e Mn na austenita são importantes na temperabilidade, já que ambos os elementos estabilizam a fase. O carbono é ainda capaz de controlar a dureza, morfologia e quantidade de fase martensítica. Por isso, é importante a forma como ele se distribui na microestrutura (KUMAR e BASU, 1991; FONSTEIN, 2015).

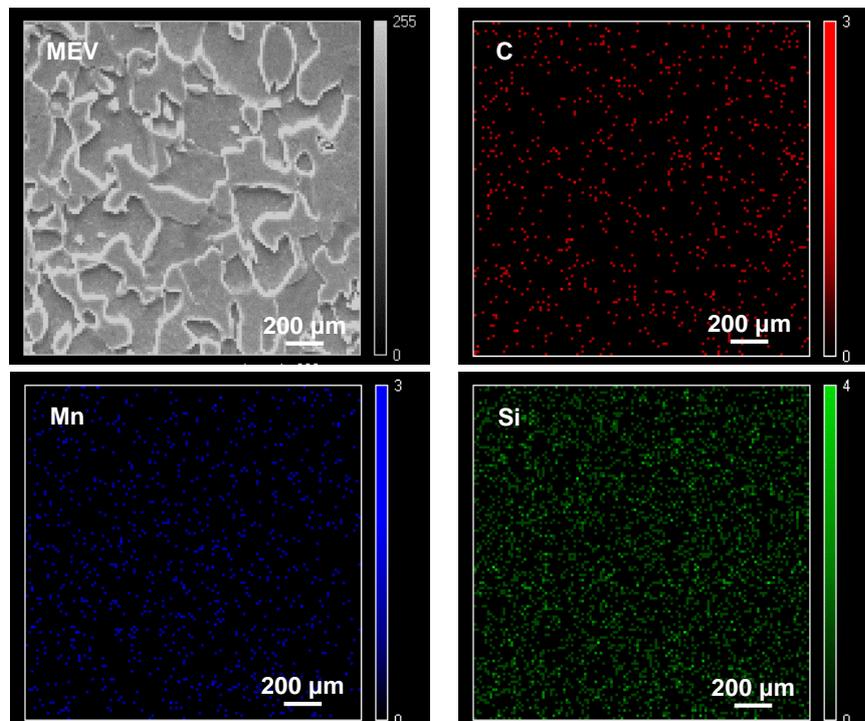
Dentro desse contexto foram feitas análises em EDS com o objetivo de mapear a distribuição dos elementos de liga (C, Mn e Si) na microestrutura dos aços bifásicos obtidos pelos diferentes tratamentos. Nas figuras 5.14 a 5.17 são apresentados os resultados para os aços bifásicos produzidos por recozimento intercrítico direto, realizados considerando as duas temperaturas e os tempos de encharque de 2 min e 30 min.

Figura 5.14 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos.



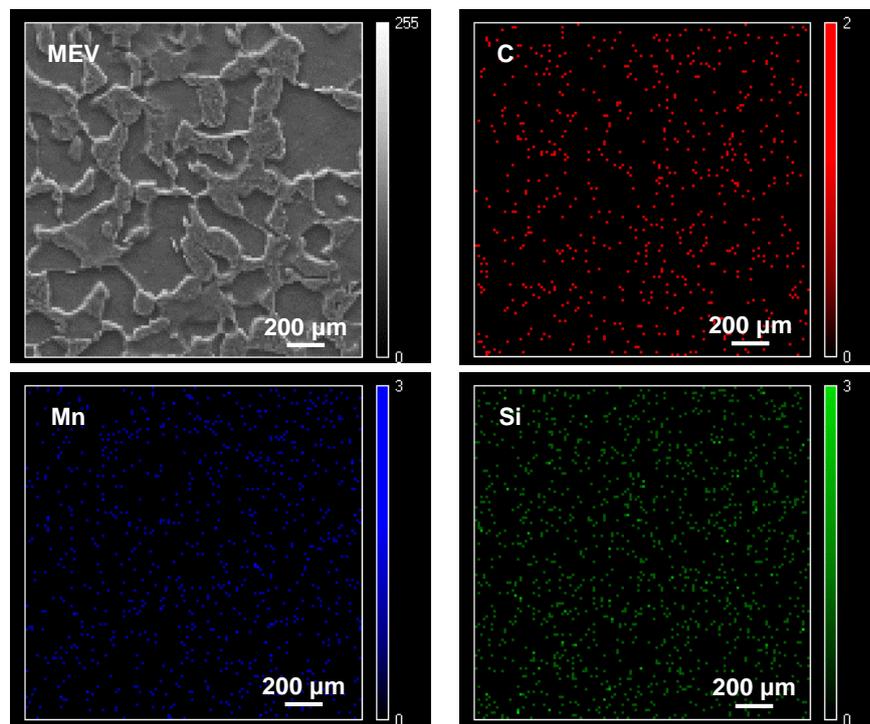
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.15 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 30 minutos.



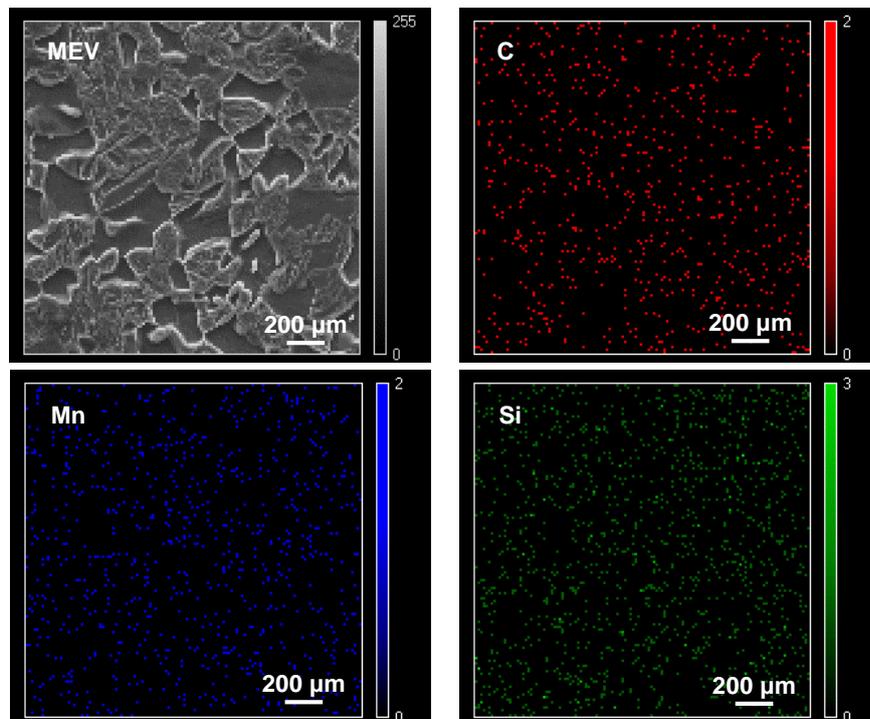
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.16 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C por 2 minutos.**



Fonte: Próprio autor.

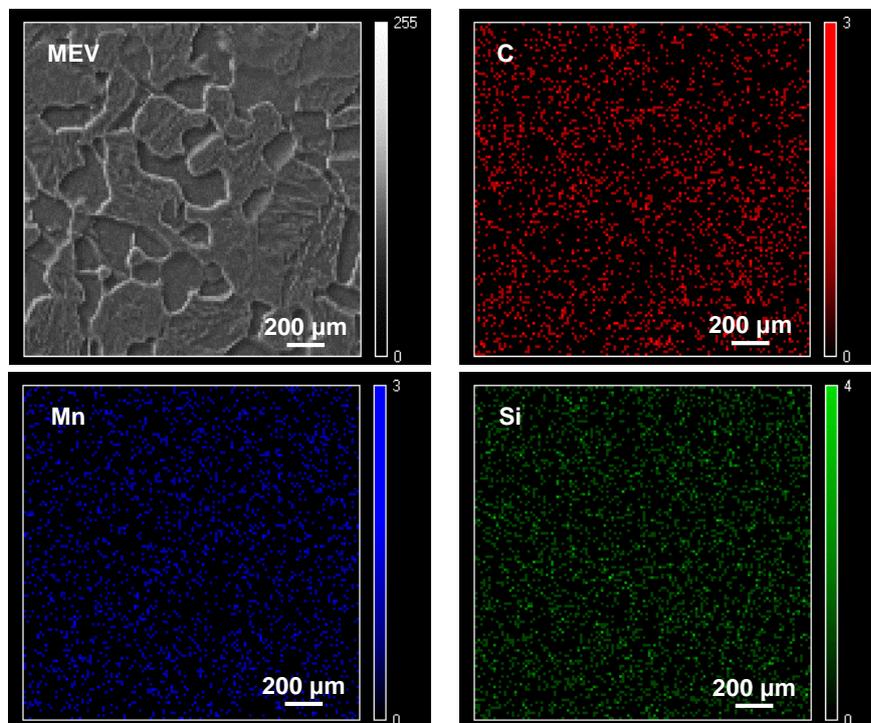
**Figura 5.17 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C por 30 minutos.**



Fonte: Próprio autor.

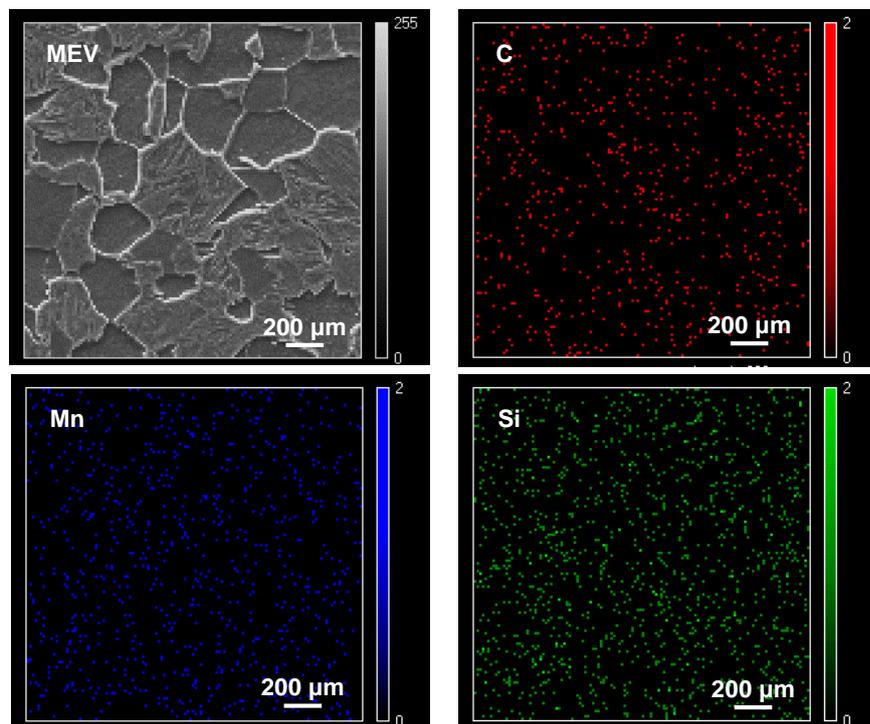
Verifica-se que, no recozimento intercrítico direto, na amostra tratada por 2 min a 740°C os elementos aparecem homogeneamente distribuídos na microestrutura (figura 5.14). Com o aumento do tempo de encharque, o carbono e o manganês passaram a se concentrar em regiões preferenciais, no caso, em regiões de constituinte MA (figura 5.15). Com a elevação da temperatura intercrítica, observa-se a segregação dos elementos mesmo no tempo de encharque de dois minutos, que ficam ainda mais concentrados nas regiões de martensita com a elevação desse parâmetro (figuras 5.16 e 5.17). Nesse caso, o silício também aparece em locais mais específicos. Nas figuras 5.18 a 5.21 são exibidos os mapas de composição química das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo, nas mesmas condições discutidas anteriormente. Para a temperatura de 740°C (figuras 5.18 e 5.19), comportamento similar àquele observado para o tratamento intercrítico direto é verificado. Porém, nesse caso, não apenas as distribuições de carbono e manganês tendem a ficar heterogêneas com a elevação do tempo de encharque, mas também a de silício.

**Figura 5.18 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 2 minutos.**



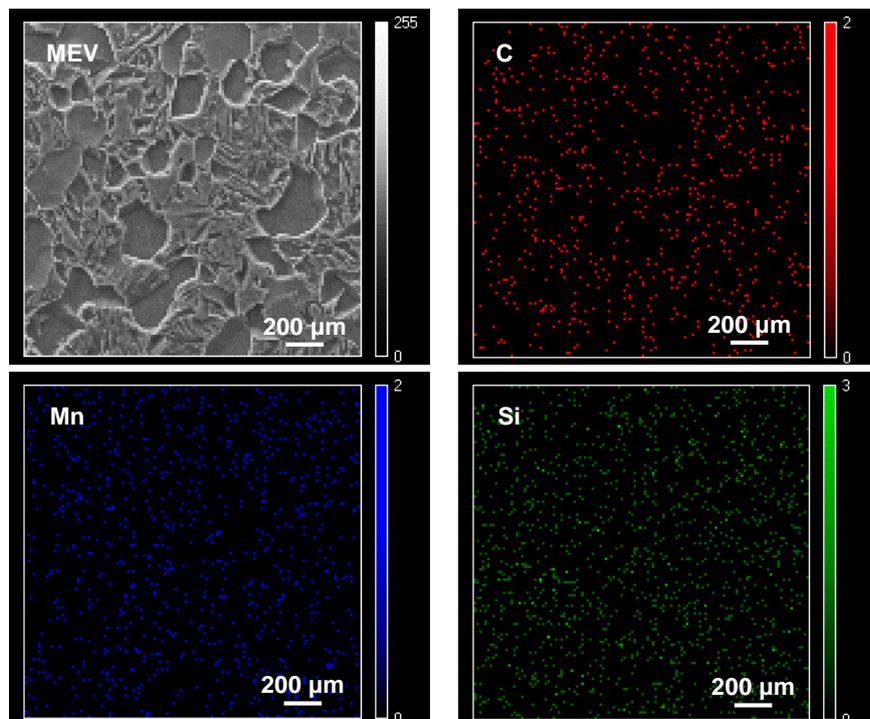
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.19 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 30 minutos.**



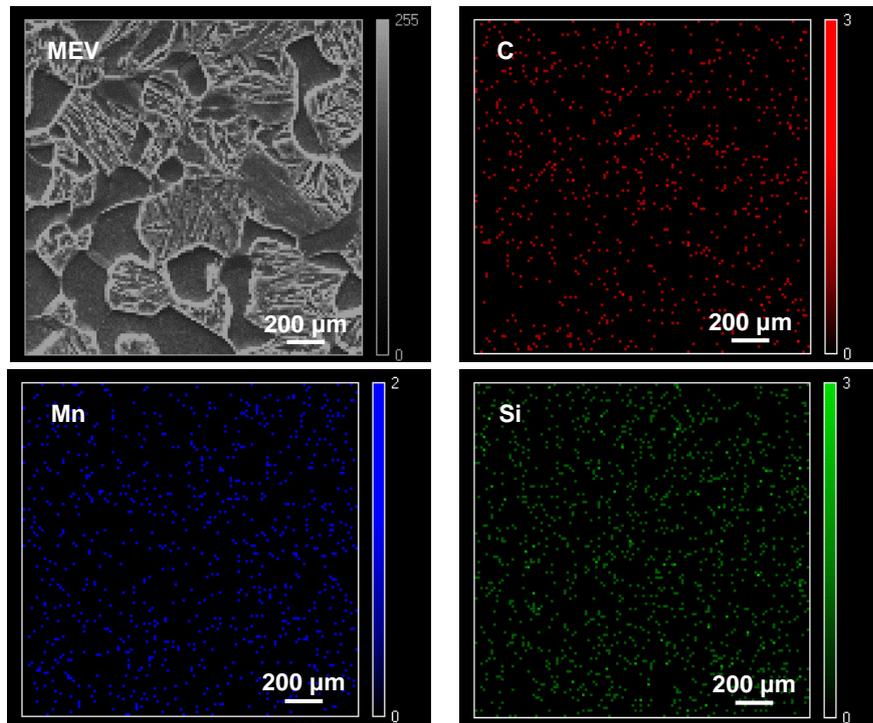
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.20 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C por 2 minutos.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.21 – Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C por 30 minutos.**



Fonte: Próprio autor.

Para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico contínuo a 780°C (figuras 5.20 e 5.21), não foi possível observar grande diferença na distribuição dos elementos de liga na microestrutura com o aumento do tempo de encharque. Contudo, é possível verificar a segregação desses elementos nas regiões de constituinte MA.

A segregação dos elementos para maiores tempos de encharque e temperaturas mais elevadas está associada ao fenômeno de difusão, que é facilitado com a elevação desses parâmetros. Quanto ao Mn, trata-se de um elemento de liga gamagêneo, ou seja, estabilizante da fase austenita, que tem uma maior solubilidade na austenita que na ferrita. Ao tratar termicamente uma liga em uma região bifásica ( $\alpha + \gamma$ ), a distribuição do manganês entre as fases ocorrerá de forma que a proporção de manganês da austenita para a ferrita é definida pelo coeficiente de partição, o qual varia com a temperatura de recozimento e, inicialmente, com o tempo de encharque isotérmico até que o equilíbrio seja atingido. A distribuição do manganês durante o recozimento intercrítico é relevante devido à sua influência na transformação da austenita em martensita (temperabilidade) e por reforçar a austenita em aços bifásicos (SPEICH e MILLER, 1981; PUSSEGODA et al., 1984; SUN e PUGH, 2000).

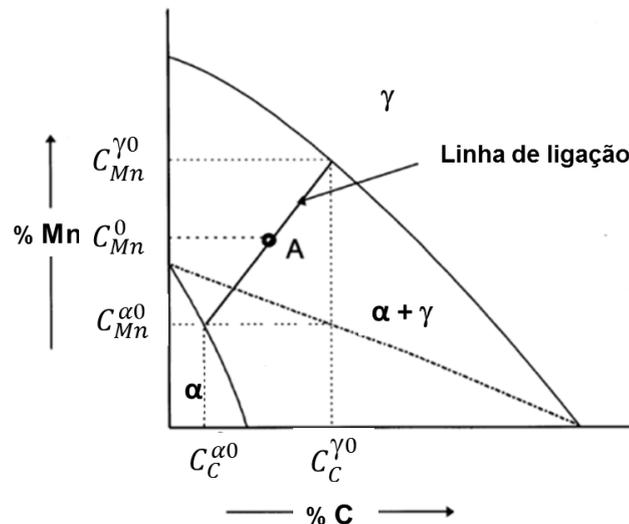
Segundo Sun e Pugh (2000), a distribuição do manganês durante a formação de aços bifásicos por recozimento intercrítico direto ocorre da seguinte forma:

- i) Inicialmente, na transformação da perlita para austenita (ou dissolução da perlita, com o aquecimento), a difusão do carbono dentro do espaço interlamelar da perlita ( $\sim 0,2 \mu\text{m}$ ) é o fenômeno predominante, ocorrendo rapidamente, em questão de segundos ou menos;
- ii) Em seguida, os grãos de austenita crescem para o interior e ao longo dos contornos de grão ferríticos. Esta etapa é controlada pelas difusões do carbono e manganês;
- iii) No equilíbrio final da austenita, o gradiente de concentração dos elementos substitucionais, como o manganês, é determinado por sua difusão no contorno de grão austenítico.

Verifica-se, portanto, que a difusão do manganês ocorre logo após a nucleação da austenita (etapa ii descrita anteriormente). Nesse caso, inicialmente, a concentração de manganês na ferrita é muito maior que a solubilidade máxima do elemento em  $\alpha$ , e seu teor na austenita é muito menor que sua solubilidade máxima em  $\gamma$ . Dessa maneira, o manganês irá se mover da ferrita para a austenita através do contorno de grão entre as duas fases. Na figura 5.22 é mostrada uma representação esquemática do teor de manganês para uma determinada liga (marcada na imagem como A) na região rica em ferro de um diagrama ternário Fe – Mn – C. A concentração de manganês nas fronteiras ferrita/austenita é  $C_{Mn}^{\alpha 0}$  (solubilidade de equilíbrio do manganês na ferrita à temperatura T) e  $C_{Mn}^{\gamma 0}$  (solubilidade máxima de manganês na austenita à temperatura T), as quais são determinadas pelo potencial químico de Mn nas fases. Ademais, a taxa de difusão de Mn na austenita aumenta com o teor de Mn da liga (SUN e PUGH, 2000). Em relação ao carbono, a concentração nas fronteiras ferrita/austenita é  $C_C^{\alpha 0}$  (solubilidade de equilíbrio de carbono na ferrita à temperatura T) e  $C_C^{\gamma 0}$  (solubilidade máxima de carbono na austenita à temperatura T). Verifica-se que na liga A, para uma concentração de manganês como um todo de  $C_{Mn}^0$ , o teor de Mn na austenita é superior ao teor na ferrita.

A taxa de difusão de manganês da ferrita para a austenita é três vezes maior que o oposto. Portanto, a transferência de Mn a partir da ferrita irá formar uma zona rica em Mn (a concentração de Mn é variável) na interface entre a ferrita e austenita, além de se dissolver na austenita (FONSTEIN, 2015).

Figura 5.22 – Teor de manganês para uma liga A na região rica em ferro de um diagrama ternário Fe – Mn - C.



$C_{Mn}^{\alpha 0}$ : solubilidade de equilíbrio de Mn na ferrita;  $C_{Mn}^0$ : concentração de Mn na liga A;  $C_{Mn}^{\gamma 0}$ : solubilidade máxima de Mn na austenita;  $C_C^{\alpha 0}$ : solubilidade de equilíbrio de C ferrita;  $C_C^{\gamma 0}$ : solubilidade máxima de C na austenita.

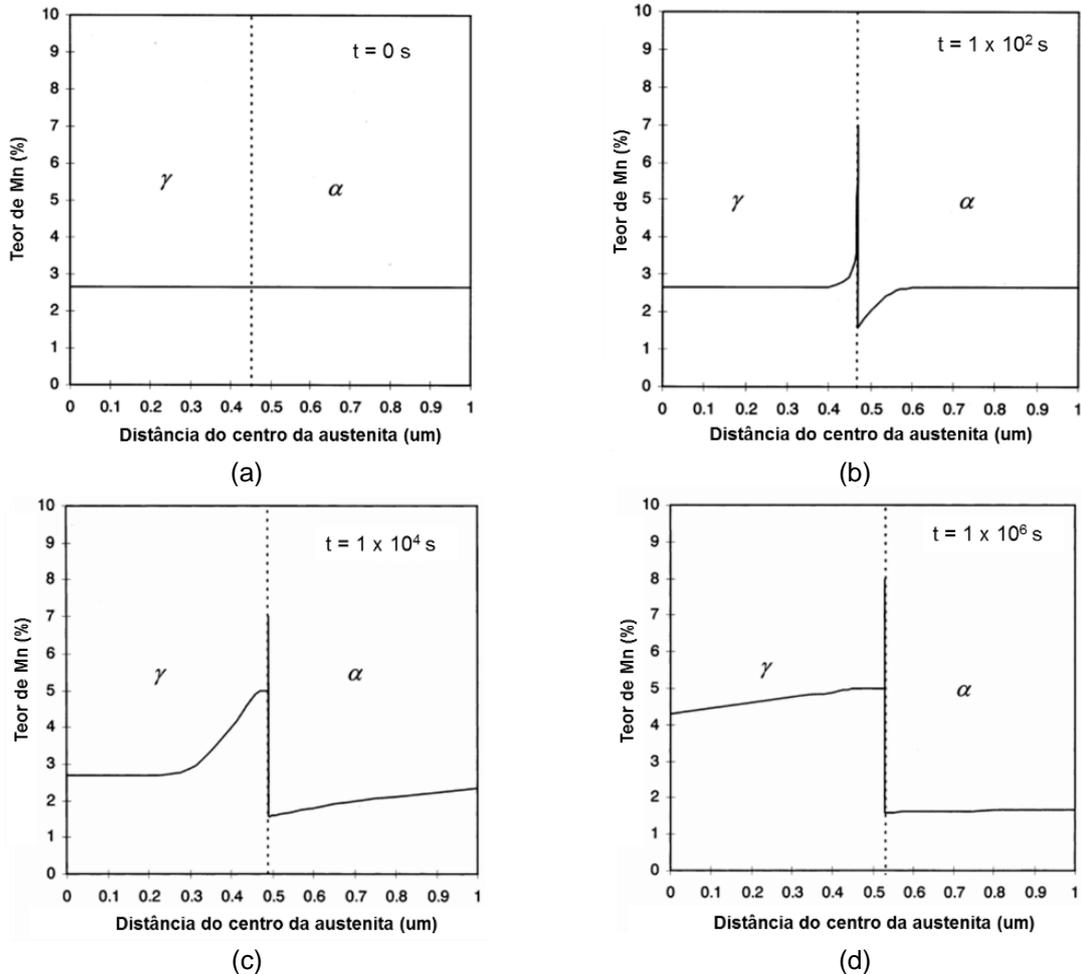
Fonte: SUN e PUGH, 2000.

Sun e Pugh (2000) simularam a distribuição de manganês para um aço 0,11%C-2,67%Mn para diferentes tempos de encharque em um recozimento intercrítico a 680°C (figura 5.23). Para essas imagens, são mostradas regiões somente com  $\gamma$  e somente com  $\alpha$ , com a respectiva interface. Constata-se que durante o tratamento intercrítico, a supersaturação do Mn na ferrita fará com que esse elemento difunda para a fronteira  $\alpha/\gamma$ , formando uma região rica em Mn, favorecendo posteriormente sua difusão para a austenita. Esta difusão ocorrerá até que o gradiente de Mn na austenita seja eliminado.

Considerando os resultados mostrados no presente trabalho para o recozimento intercrítico direto, acredita-se que para a temperatura de 740°C, o tempo de 2 minutos não foi suficiente para promover a difusão efetiva do manganês para o interior dos grãos de austenita (que posteriormente se transforma em martensita), sendo apenas observada a difusão para a interface  $\alpha/\gamma$ . Dessa forma, a distribuição do elemento ainda é relativamente homogênea (figura 5.15). Com a elevação do tempo de encharque, a distribuição de manganês tenderia ao equilíbrio na austenita (figura 5.16). Por outro lado, para 780°C, a energia vibracional relacionada à temperatura favorecerá a difusão do manganês de forma mais intensa mesmo para

períodos reduzidos, justificando a distribuição heterogênea do elemento mostrada nas figuras 5.16 e 5.17.

**Figura 5.23 – Previsão da distribuição de Mn em função do tempo de encharque a 680°C para um aço Fe-Mn-C.**



a) 0 s; b)  $1 \times 10^2$  s; c)  $1 \times 10^4$  s; d)  $1 \times 10^6$  s.

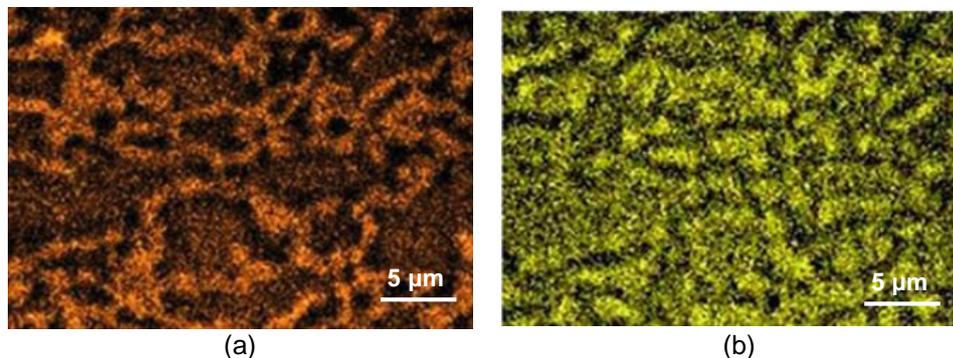
Fonte: SUN e PUGH, 2000 (Adaptado).

Para o tratamento térmico contínuo, no qual a transformação no campo intercrítico é  $\gamma \rightarrow \alpha$ , a princípio, com o aquecimento e consequente formação de austenita (a 880°C por 60 minutos), a distribuição de Mn seria relativamente uniforme. Com a resfriamento até o campo ( $\alpha + \gamma$ ) e encharque por 2 min (figura 5.18), esse tempo não teria sido o suficiente para o empobrecimento acentuado do teor de Mn nas regiões de austenita que se transformaram em ferrita. Com o aumento do tempo, essa concentração nessas regiões diminuiria (figura 5.19). Para a temperatura de 780°C (figuras 5.20 e 5.21), a taxa de difusão mais intensa promoveria a tempos

reduzidos ou não a segregação do manganês para a austenita não transformada em ferrita no campo intercrítico. Admite-se que a proporção mais elevada de constituinte MA para o tratamento térmico intercrítico contínuo estaria, além da questão do equilíbrio discutida anteriormente, associada à concentração de manganês na austenita, afetando sua temperabilidade.

A cerca do comportamento do silício, a partir de diagramas de equilíbrio de sistemas multicomponentes, espera-se uma tendência de que o Si enriqueça a ferrita enquanto o Mn enriquece a austenita (final martensita). Este comportamento é ilustrado, na figura 5.24, e confirmado por inúmeros estudos de recozimento intercrítico (FONSTEIN, 2015). De acordo com Toji et al. (2011), acentuadas mudanças na concentração de Mn e Si são observadas próximo aos contornos de grão e o aumento do tempo de encharque e da temperatura favorecem a segregação do silício. Esses últimos resultados corroboram com os resultados no presente trabalho de pesquisa.

**Figura 5.24 – Distribuição de Mn e Si na microestrutura de aços DP temperados em água.**



a) Manganês; b) Silício.

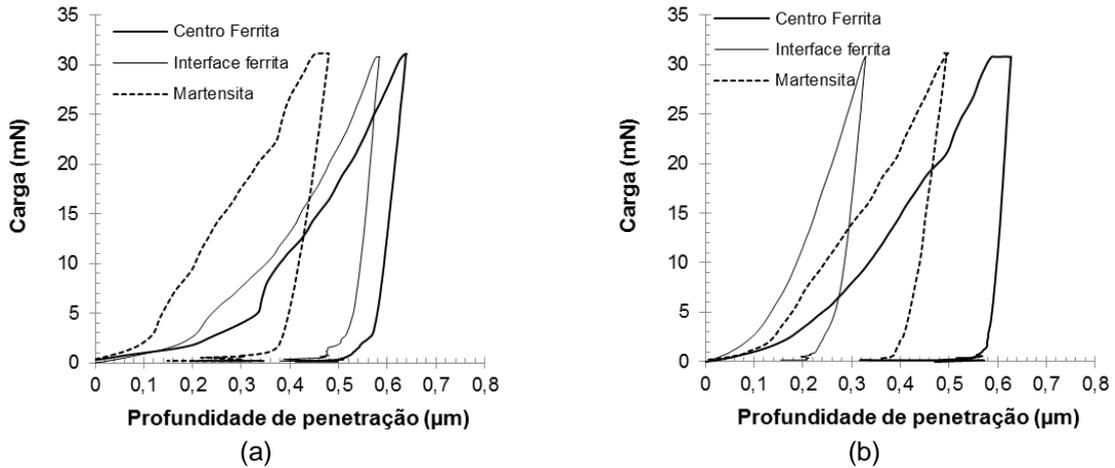
Fonte: FONSTEIN, 2015 (Adaptado).

### 5.1.2 Análise da dureza média dos constituintes

Na figura 5.25 são apresentadas, como exemplos, curvas obtidas nos ensaios de ultramicrodureza incluindo a medida simultânea da força de medição e da profundidade de penetração das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740° durante 2 e 30 minutos. Observa-se que, apesar da carga máxima aplicada para todos os ensaios ser a mesma (escolhida previamente), a profundidade de penetração varia com a região de ensaio. Nesse contexto, os valores médios de

dureza Vickers encontrados para cada região de penetração nas amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C e a 780°C são apresentados na tabela 5.5.

**Figura 5.25 – Curvas carga/descarga por penetração instrumentada para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C.**



a) 2 min; b) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.5 – Resultados obtidos pelo ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C e 780°C.**

Temperatura / Tempo	Dureza Vickers – HV30gf		
	Centro Ferrita	Interface Ferrita	Martensita
740°C / 2 min	210 ± 2	483 ± 30	483 ± 12
740°C / 30 min	230 ± 12	685 ± 1	470 ± 46
780°C / 2 min	313 ± 6	479 ± 51	597 ± 84
780°C / 30 min	345 ± 17	651 ± 71	408 ± 33

Fonte: Próprio autor.

Os resultados de dureza médios obtidos na ferrita e na martensita, como esperado, foram distintos, sendo os da primeira fase inferiores. Verifica-se também que, em relação especificamente à ferrita, a dureza foi mais elevada nas regiões de interface que no centro. Essas regiões, para algumas condições, mostraram resultados superiores até mesmo aos do constituinte MA. Esse comportamento heterogêneo em termos da dureza da ferrita (e mesmo com valores superiores aos do constituinte MA para algumas condições) pode estar associado à elevação na densidade de discordâncias em decorrência da deformação provocada pela expansão volumétrica durante a formação da martensita. Em adição a esse fenômeno, ressalta-

se que, nas regiões de interface, o material não é circundado (de forma próxima) apenas pela própria ferrita, mas também pela estrutura martensítica, que restringiria a deformação durante a penetração. Além disso, para alguns ensaios, uma parte da impressão pode ter incidido nas bordas das ilhas de martensita. Por fim, observa-se que com a elevação do tempo de tratamento intercrítico direto, a dureza média da martensita foi reduzida e a da ferrita, elevada. A redução no valor de dureza médio da martensita está de acordo com os resultados determinados para a proporção desse constituinte, ou seja, com o aumento do período de encharque, uma maior proporção de austenita e, portanto, martensita foi transformada, sendo essa de teor de carbono menor, levando a uma redução da propriedade da fase. A ferrita, ao ter sua quantidade reduzida, ficou rodeada por uma maior proporção de martensita, acentuando os fenômenos já mencionados. Por outro lado, com a elevação da temperatura intercrítica, para um mesmo tempo de encharque, comportamento semelhante para o constituinte MA somente foi constatado para uma das condições verificadas, oposto do que ocorre com  $\alpha$ .

Considerando inicialmente a redução na dureza da martensita com a elevação do tempo, Movahed et al. (2009) observaram que maiores frações volumétricas de martensita nem sempre implicariam em uma microestrutura mais dura, já que o teor de carbono presente em frações muito altas de martensita (maiores que 50%) poderia ser menor que em proporções menores. Para a questão da dureza próximo à interface ferrita/martensita, distinta da dureza da ferrita na região central do grão, os resultados apresentados na tabela 5.5 são similares, qualitativamente, àqueles observados a respeito da formação de GNDs durante a transformação da austenita para martensita provocando um endurecimento local da ferrita (KADKHODAPOUR et al., 2011; GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014).

Os valores de dureza médios do aço submetido ao tratamento de recozimento intercrítico contínuo são apresentados na tabela 5.6. Similarmente às amostras do material tratado por recozimento intercrítico direto, a ferrita (região próxima ao centro dos grãos) obtida no processo contínuo exibiu elevação de dureza com a temperatura e com o tempo de encharque. No entanto, para as regiões próximas ao contorno  $\alpha/\gamma$ , apesar da elevação dos resultados com o tempo, o mesmo não foi verificado para a temperatura na condição de 30 min, que não pareceu afetar de forma acentuada a dureza nessa região. Para as ilhas de martensita, a dureza aumentou com a temperatura e o tempo não influenciou os resultados de maneira significativa. O efeito

do tempo de encharque de maneira menos pronunciada pode estar relacionado ao fato de que as ilhas de martensita não tiveram modificações em termos de proporção e morfologia intensas (vide tabelas 5.3 e 5.4). Dessa forma, verifica-se que o comportamento em geral diferiu daquele apresentado pelo material submetido ao tratamento direto, como foi observado para a análise microestrutural por meio das imagens e da avaliação semiquantitativa.

**Tabela 5.6 – Resultados obtidos pelo ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C e 780°C.**

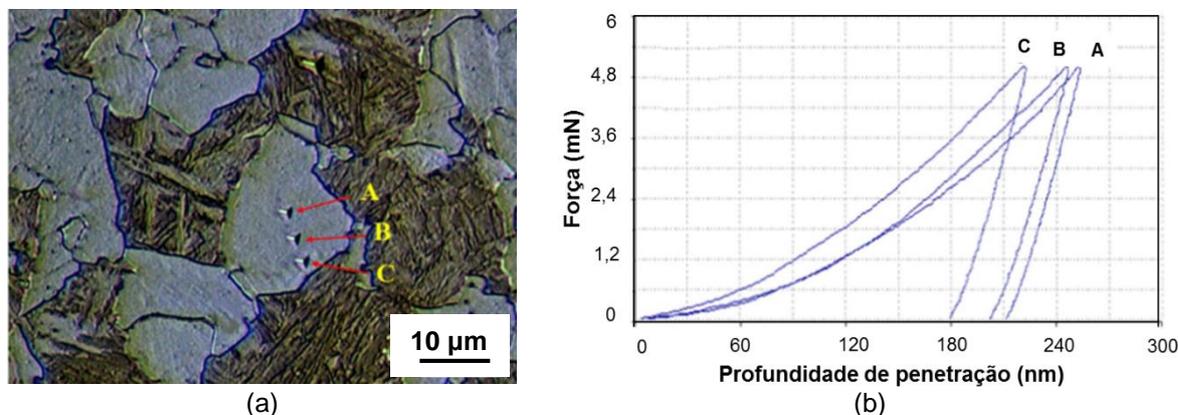
Temperatura / Tempo	Dureza Vickers – HV30gf		
	Centro Ferrita	Interface Ferrita	Martensita
740°C / 2 min	297 ± 4	449 ± 20	590 ± 28
740°C / 30 min	346 ± 24	571 ± 26	581 ± 75
780°C / 2 min	326 ± 15	531 ± 42	652 ± 1
780°C / 30 min	427 ± 19	573 ± 73	641 ± 18

Fonte: Próprio autor.

Ebrahimian e Banadkouki (2016) ao investigarem diferentes regiões da ferrita em um aço bifásico 0,36%C – 0,23%Si – 0,75%Mn tratado por recozimento intercrítico contínuo, conforme identificado na figura 5.26, onde são apresentadas as indentações e suas respectivas curvas de penetração instrumentada, observaram resultados distintos ao longo de grãos de ferrita, com elevação da dureza do centro para a interface com o constituinte MA. Comportamento similar também foi apresentado por um aço 0,38%C – 0,21%Si – 0,67%Mn também tratado por recozimento intercrítico contínuo estudado por Fereiduni e Banadkouki (2014) (figura 5.27).

Como pode ser observado, a análise realizada anteriormente para o presente trabalho foi baseada nos valores médios de dureza (ultramicrodureza). No entanto, verifica-se que os valores de desvio padrão encontrados são, por vezes, elevados, podendo mesmo levar à uma “superposição” de resultados, o que dificulta uma avaliação mais precisa da microestrutura a partir da ultramicrodureza. De forma geral, estes dados são omitidos pela literatura (FEREIDUNI e BANADKOUKI, 2014; GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014; EBRAHIMIAN e BANADIKOUKI, 2016; ZHANG et al., 2016). Contudo, considerou-se importante apresentá-los neste trabalho tendo como justificativa a heterogeneidade da microestrutura bifásica formada nos diferentes ciclos de tratamento e mesmo como uma característica da técnica.

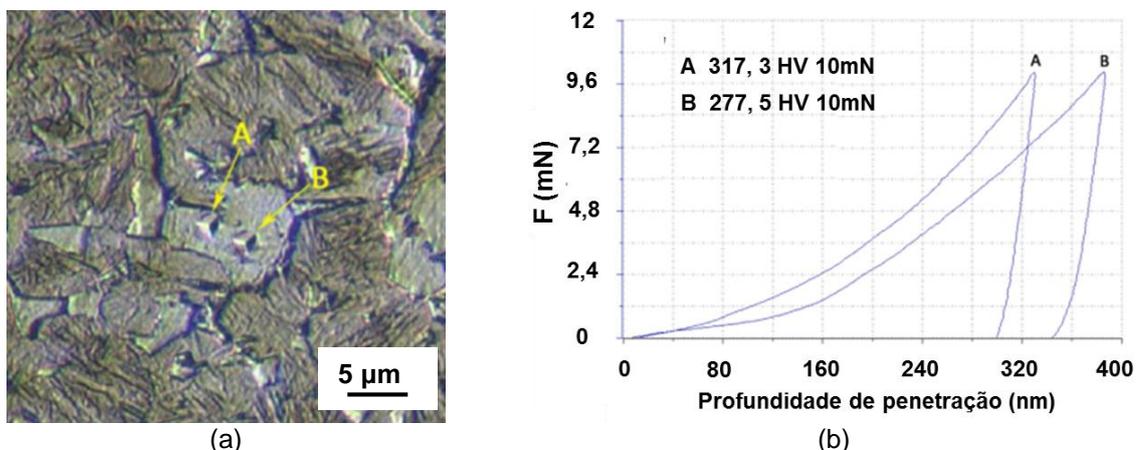
**Figura 5.26 – Diferentes regiões de penetração no grão ferrítico de um aço bifásico e suas respectivas curvas de nanodureza.**



a) Imagens de MO de grão ferrítico e diferentes regiões de penetração e b) respectivas curvas carga/descarga.

Fonte: EBRAHIMIAN e BANADIKOUKI, 2016 (Adaptado).

**Figura 5.27 – Penetrações no centro e na interface do grão ferrítico de um aço bifásico e suas respectivas curvas de nanodureza.**



a) Imagens de MO de grão ferrítico e diferentes regiões de penetração e b) respectivas curvas carga/descarga.

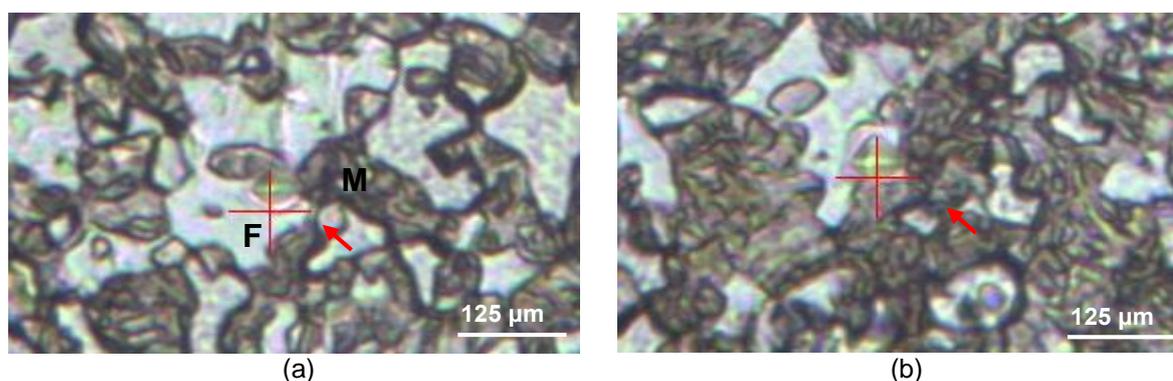
Fonte: FERREIDUNI e BANADKOUKI, 2014 (Adaptado).

Considerando a formação de uma microestrutura não uniforme, um grão de ferrita poderia estar circundado por uma proporção de ilhas de martensita maior que outros grãos avaliados na mesma amostra, gerando, portanto, resultados distintos. Em relação às características da técnica, a carga empregada teria influência nessa dispersão. Por exemplo, em uma região considerada como centro do grão de ferrita, de acordo com o tamanho da impressão e do próprio grão, a medição poderia envolver porções do material com aspectos típicos também de interface. Para outros grãos, por

outro lado, de dimensões superiores, esse centro seria caracterizado realmente como a fase ferrítica, sem interferência da estrutura martensítica formada adjacente.

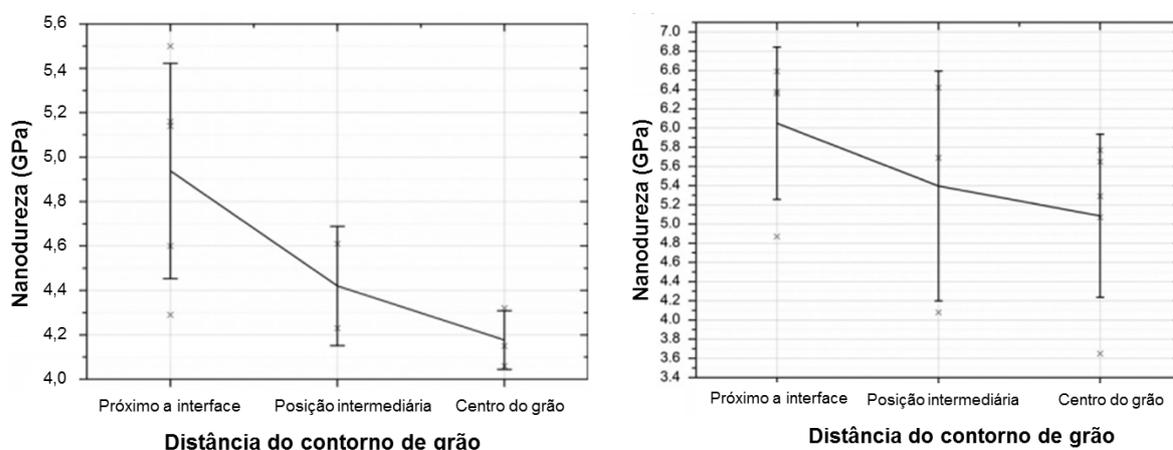
Na figura 5.28, relativa ao presente trabalho, como exemplo, são apresentadas indentações realizadas para uma mesma condição de tratamento, próximo à interface  $\alpha/MA$ , porém em regiões diferentes (indicadas com setas). Na microestrutura da figura 5.28a o resultado de dureza obtido foi consideravelmente maior que na região apresentada na figura 5.28b. Na figura 5.29 são exibidos resultados determinados para o aço bifásico de grãos refinados, em um trabalho desenvolvido por Kadkhodapour et al. (2011) empregando nanodureza, em diferentes posições ao longo de grão de ferrita onde esse problema de dispersão também é observado.

**Figura 5.28 – Exemplos de diferentes regiões de penetração.**



a) e b) regiões distintas, porém um mesmo constituinte, mesma amostra e escalas iguais (Nital 3%).  
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.29– Curvas dos valores de nanodureza em diferentes regiões do grão ferrítico.**



a) e b) diferentes grãos ferríticos, porém mesma amostra.  
Fonte: KADKHODAPOUR et al., 2011 (Adaptado).

## 5.2 Análise das Propriedades Mecânicas

### 5.2.1 Ensaio de dureza

Os valores de dureza Vickers e seus respectivos desvios padrões para as amostras obtidas a partir do recozimento intercrítico direto são apresentados na tabela 5.7. Na figura 5.30 são mostradas as curvas relacionando a propriedade mecânica ao tempo de tratamento para as duas temperaturas abordadas.

**Tabela 5.7 – Valores de dureza Vickers para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.**

Tempo de encharque (min)	Dureza Vickers – HV1 kgf	
	Recozimento intercrítico direto 740°C	Recozimento intercrítico direto 780°C
2	252 ± 7	329 ± 4
5	257 ± 8	339 ± 5
10	275 ± 5	349 ± 9
30	435 ± 8	359 ± 4

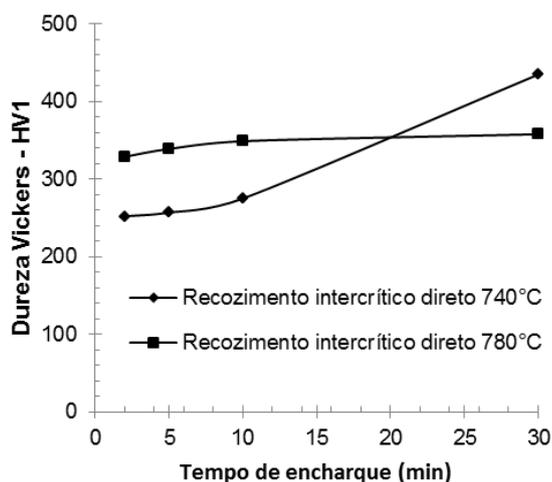
Fonte: Próprio autor.

Verifica-se um aumento na dureza com a elevação do tempo de permanência no campo intercrítico para as amostras tratadas por recozimento intercrítico direto. Todavia, este aumento foi menos intenso para as amostras tratadas a 780°C. O comportamento observado está de acordo com a análise da microestrutura, uma vez que para a temperatura de 740°C foi constatada tanto a elevação na proporção do constituinte MA, mais duro, e a redução no tamanho de grão ferrítico com o tempo, fenômenos que levam ao aumento de dureza. Por outro lado, não foi verificada uma alteração microestrutural muito acentuada para a temperatura de 780°C, o que refletiria na propriedade do material.

No estudo de Alfirano et al. (2014) citado anteriormente, nota-se que ocorre um aumento nos valores de dureza com o aumento do tempo de encharque impulsionado pelo acréscimo na fração volumétrica de martensita (figura 5.32), similarmente ao que foi observado no presente trabalho. Em aços baixo carbono, os constituintes ferrita e perlita são formados juntos e sua dureza é determinada pelo teor de carbono. Por outro lado, aços com microestrutura final constituída por ferrita e martensita, onde a

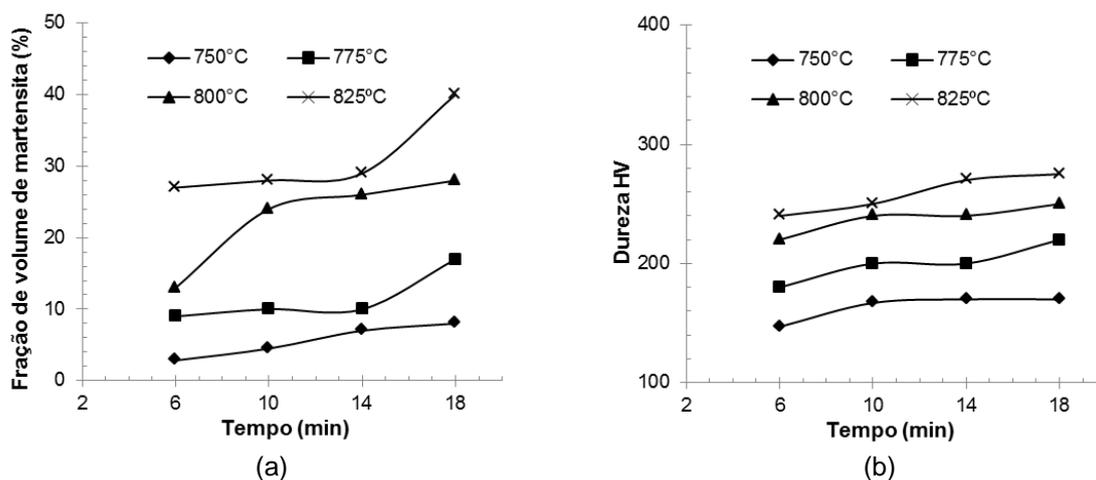
martensita é saturada em carbono, o aumento nos valores de dureza é resultante do aumento da fração volumétrica de martensita.

**Figura 5.30 – Variação dos valores de dureza Vickers com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.31 – Efeito do tempo de encharque na fração volumétrica de martensita e na dureza das amostras tratadas a diferentes temperaturas.**



(a) Fração de volume de martensita, (b) Dureza.

Alfirano et al. 2014 (Adaptado).

Aumentos nos valores de dureza Vickers com o aumento do tempo de encharque também foram observados no trabalho de Zeytin; Kubilay e Aydin (2008) citado anteriormente. Associou-se o aumento na dureza do aço 0,08%C – 1,35%Mn – 0,045%P – 0,005%S – 0,35%Si – 0,02%Al – 0,7%Cr, denominado S2, a morfologia mais grosseira das ilhas de martensita. Em contrapartida, o aço de composição 0,1%C

– 1,2%Mn – 0,015%P – 0,015%S – 0,03%Si – 0,5%Cr – 0,5%Mo –  $\leq$  0,1%Zr, denominado S3, tratado nas mesmas condições não apresentou aumento significativo conforme pode ser observado nos resultados expostos na tabela 5.8. No presente estudo, as amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C, as quais apresentam martensita com morfologia mais grosseira, foram aquelas que apresentaram menor variação nos valores de dureza.

**Tabela 5.8 – Valores de dureza relativos aos tempos de encharque.**

Amostra	Dureza (HV5 kgf)		
	3 min	10 min	30 min
S2	185	209	251
S3	151	149	160

Fonte: Zeytin; Kubilay e Aydin 2008 (Adaptado).

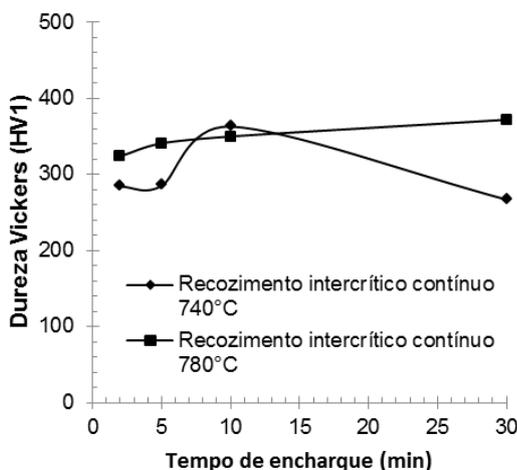
Os resultados de dureza obtidos para as amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo são exibidos tabela 5.9 e na figura 5.32. As amostras recozidas a 740°C exibem um aumento nos valores de dureza até o tempo de encharque de 10 minutos, posteriormente os valores de dureza caem drasticamente. Este resultado pode estar relacionado a uma redução no teor de carbono para maiores frações volumétricas de martensita, conforme observado anteriormente por Mazaheri et al. (2014a) e Movahed et al. (2009). Nesse caso, ao comparar os resultados de 2 min e de 30 min, verifica-se que os valores de dureza caem. Os valores de dureza encontrados para amostras tratadas a 780°C são elevados com o aumento do tempo de encharque.

**Tabela 5.9 – Valores de dureza Vickers para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.**

Tempo de encharque (min)	Dureza Vickers – HV1kgf	
	Recozimento intercrítico contínuo 740°C	Recozimento intercrítico contínuo 780°C
2	284 ± 6	206 ± 3
5	285 ± 7	228 ± 5
10	363 ± 8	216 ± 4
30	267 ± 6	232 ± 5

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.32 – Representação gráfica da variação dos valores de dureza Vickers com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.**



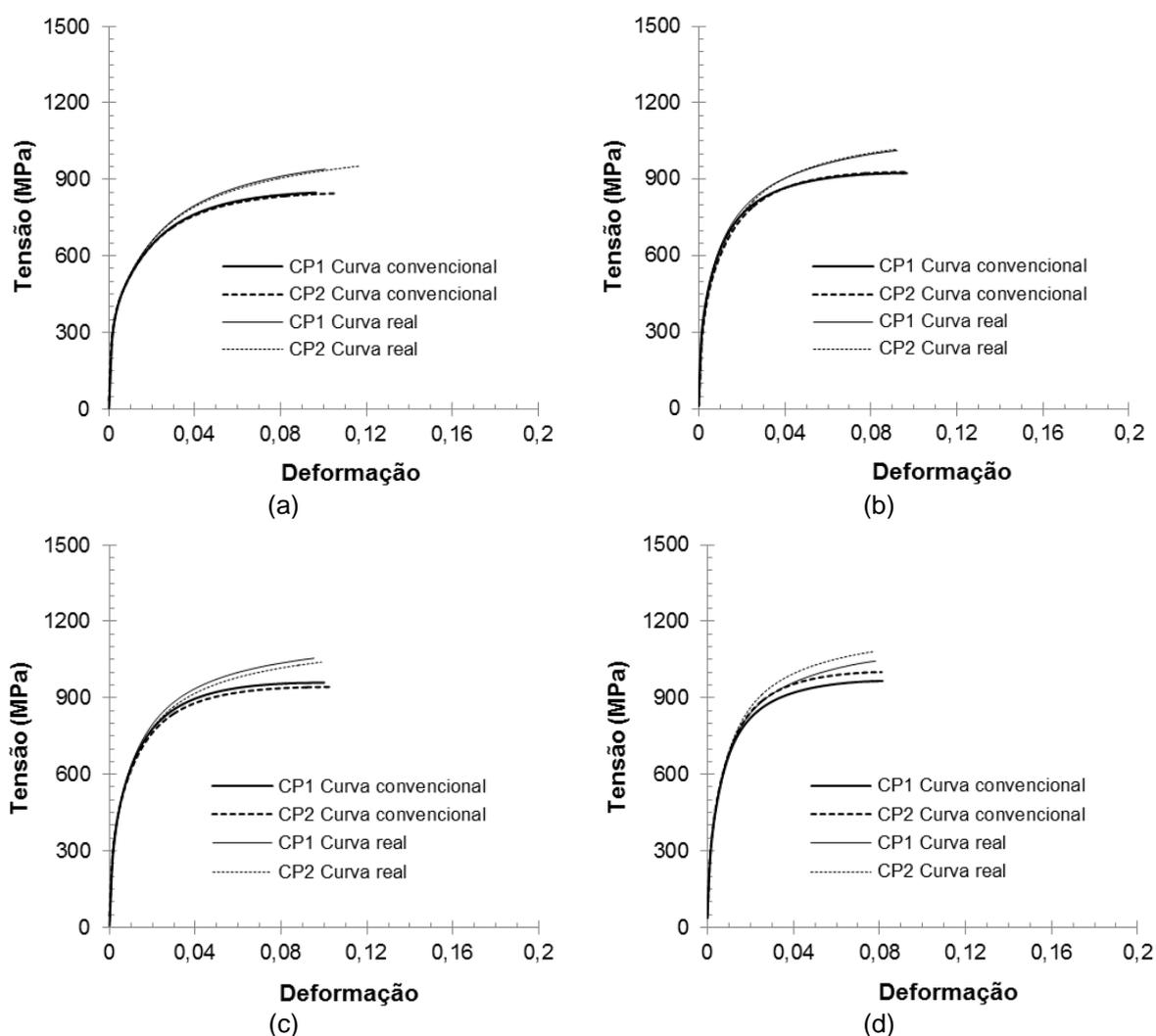
Fonte: Próprio autor.

### 5.2.2 Ensaio de tração

As curvas tensão - deformação convencionais e reais dos ensaios de tração realizados para dois corpos de prova de cada condição nas amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C e a 780°C são apresentados nas figuras 5.33 e 5.34. Os valores das propriedades mecânicas obtidas a partir dos ensaios de tração realizados são exibidos nas tabelas 5.10 e 5.11. Verifica-se, em adição à ausência de escoamento descontínuo, como esperado para os aços bifásicos, um aumento nos valores de limite de escoamento e de limite de resistência à tração com a elevação do tempo de encharque e da temperatura intercrítica investigada, conforme mostrado na figura 5.35. Por outro lado, o alongamento uniforme sofre um decréscimo (figura 5.36).

Considerando inicialmente os resultados obtidos para as amostras tratadas por recozimento intercrítico direto, verifica-se que os efeitos provocados nas propriedades mecânicas tem sido observados por outros pesquisadores e são comumente interpretados em função da elevação na proporção e da distribuição das ilhas de constituinte MA, acúmulo de discordâncias introduzido pela transformação martensítica e redução do tamanho de grão ferrítico, dentre outros (CHO et al., 2011; ASADI et al., 2012; ALFIRANO et al., 2014; XIONG et al., 2015). Nesse contexto, comparando com os resultados de microestrutura apresentados anteriormente, a elevação na proporção de martensita, redução no tamanho de grão da ferrita e os demais fenômenos decorrentes dessas duas características vão ao encontro do comportamento à tração do aço bifásico do presente trabalho.

**Figura 5.33 – Curvas tensão em função da deformação para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C.**



(a) Curvas convencional e real para o tempo de 2 min; (b) Curvas convencional e real para o tempo de 5 min; (c) Curvas convencional e real para o tempo de 10 min; (d) Curvas convencional e real para o tempo de 30 min.

CP1 – Corpo de prova 1; CP2 – Corpo de prova 2.

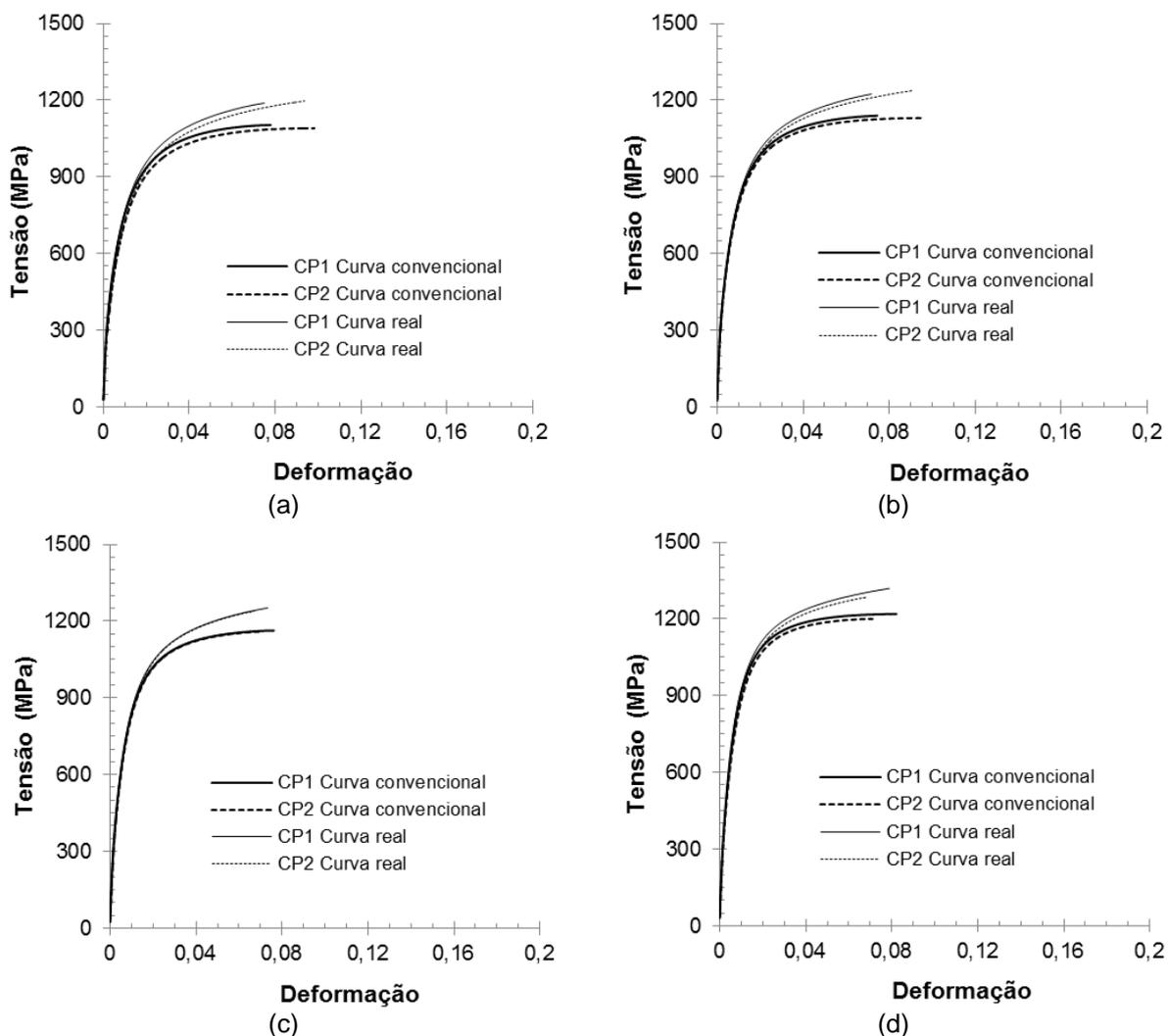
Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.10 – Valores das propriedades mecânicas das amostras submetidas ciclo de tratamento térmico recozimento intercrítico direto a 740°C.**

Tempo de encharque (min)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
2	420 ± 2	849 ± 1	9,2 ± 0,3
5	499 ± 5	927 ± 3	9,3 ± 0,5
10	518 ± 10	952 ± 12	9,4 ± 0,3
30	577 ± 1	984 ± 24	7,4 ± 0,07

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.34 – Curvas tensão em função da deformação para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C.**



(a) Curvas convencional e real para o tempo de 2 min; (b) Curvas convencional e real para o tempo de 5 min; (c) Curvas convencional e real para o tempo de 10 min; (d) Curvas convencional e real para o tempo de 30 min.

CP1 – Corpo de prova 1; CP2 – Corpo de prova 2.

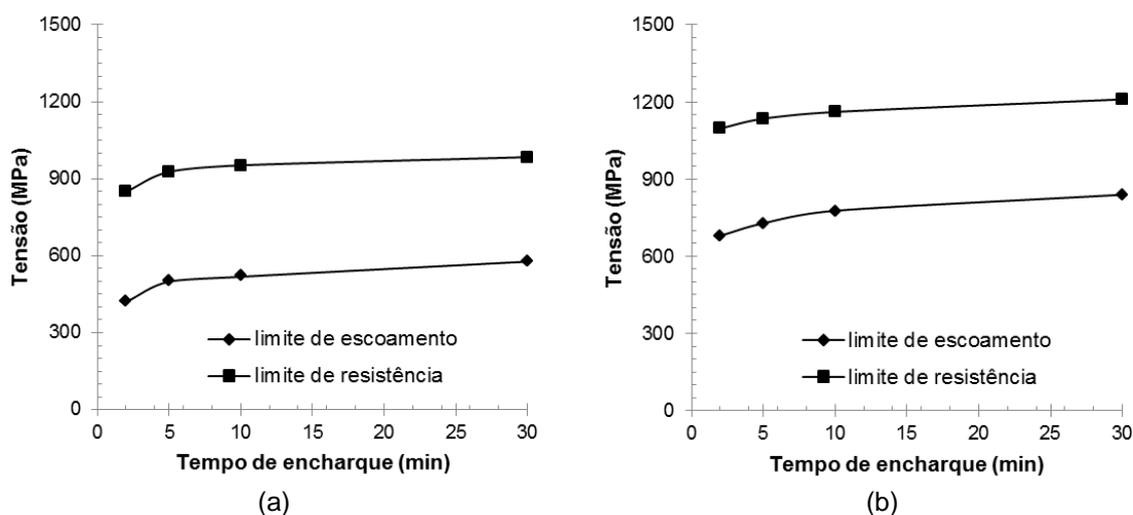
Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.11 – Valores das propriedades mecânicas das amostras submetidas ao ciclo de tratamento térmico recozimento direto a 780°C.**

Tempo de encharque (min)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
2	680 ± 1	1097 ± 8	8,0 ± 1,41
5	728 ± 12	1135 ± 6	7,2 ± 1,41
10	777 ± 6	1161 ± 3	6,3 ± 0,49
30	839 ± 18	1210 ± 13	6,5 ± 0,7

Fonte: Próprio autor.

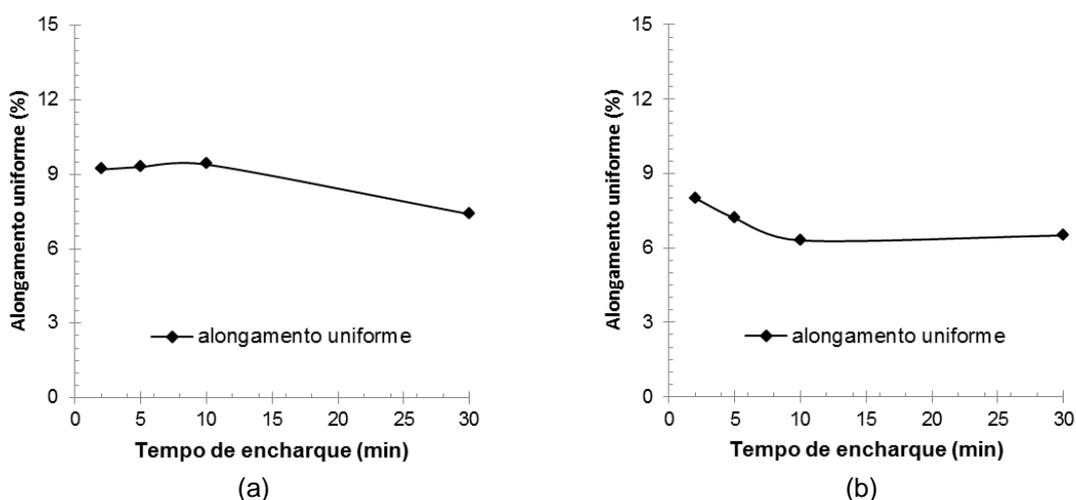
**Figura 5.35 – Variações dos limites de escoamento e resistência com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.**



(a) 740°C e (b) a 780°C.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.36 – Variação do alongamento uniforme com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.**

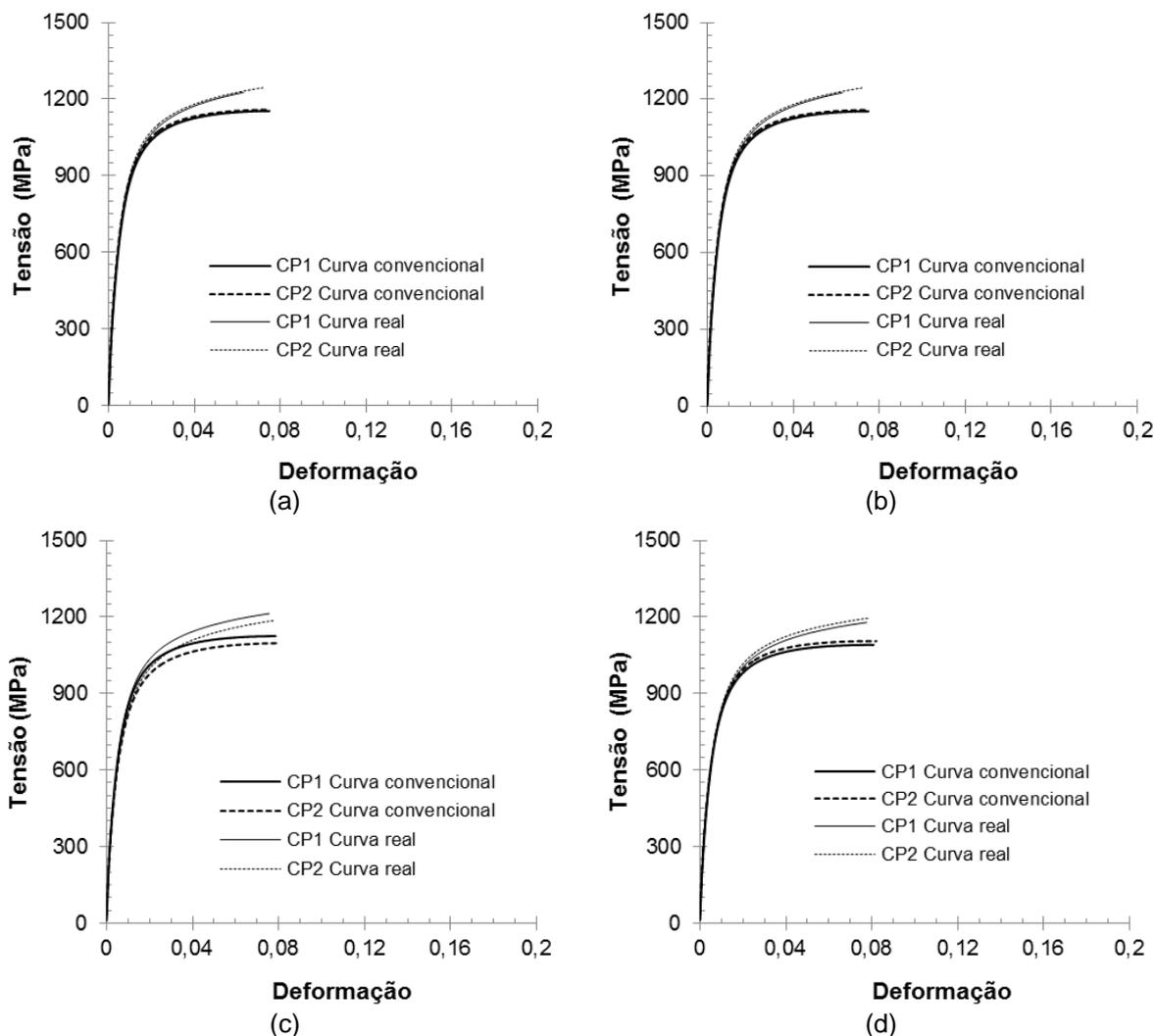


(a) 740°C e (b) a 780°C.

Fonte: Próprio autor.

O comportamento à tração das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo é apresentado nas figuras 5.37 e 5.38 e os valores de limite de escoamento, de limite de resistência e de alongamento uniforme nas tabelas 5.12 e 5.13. Nas figuras 5.39 e 5.40 é apresentada a comparação das propriedades para as duas temperaturas.

**Figura 5.37 – Curvas tensão em função da deformação para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C.**

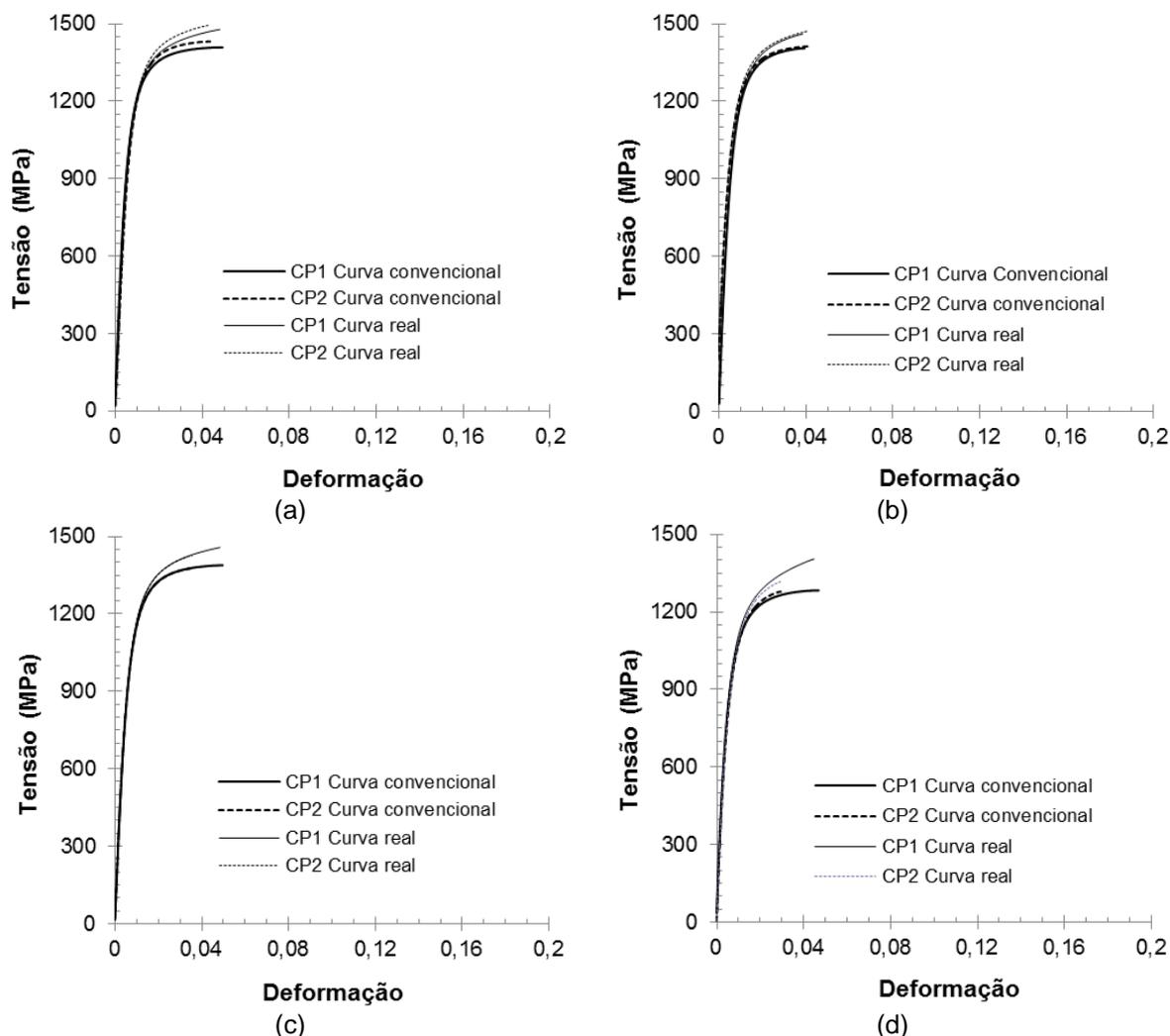


**Tabela 5.12 – Valores das propriedades mecânicas das amostras submetidas ao ciclo de tratamento térmico recozimento contínuo a 740°C.**

Tempo de encharque (min)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
2	825 ± 8	1157 ± 3	6,5 ± 0,07
5	795 ± 9	1128 ± 9	6,6 ± 0,07
10	770 ± 23	1112 ± 19	7,1 ± 0,14
30	768 ± 1,41	1099 ± 10	7,2 ± 0,14

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.38 – Curvas tensão em função da deformação para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C.**



(a) Curvas convencional e real para o tempo de 2 min; (b) Curvas convencional e real para o tempo de 5 min; (c) Curvas convencional e real para o tempo de 10 min; (d) Curvas convencional e real para o tempo de 30 min.

CP1 – Corpo de prova 1; CP2 – Corpo de prova 2.

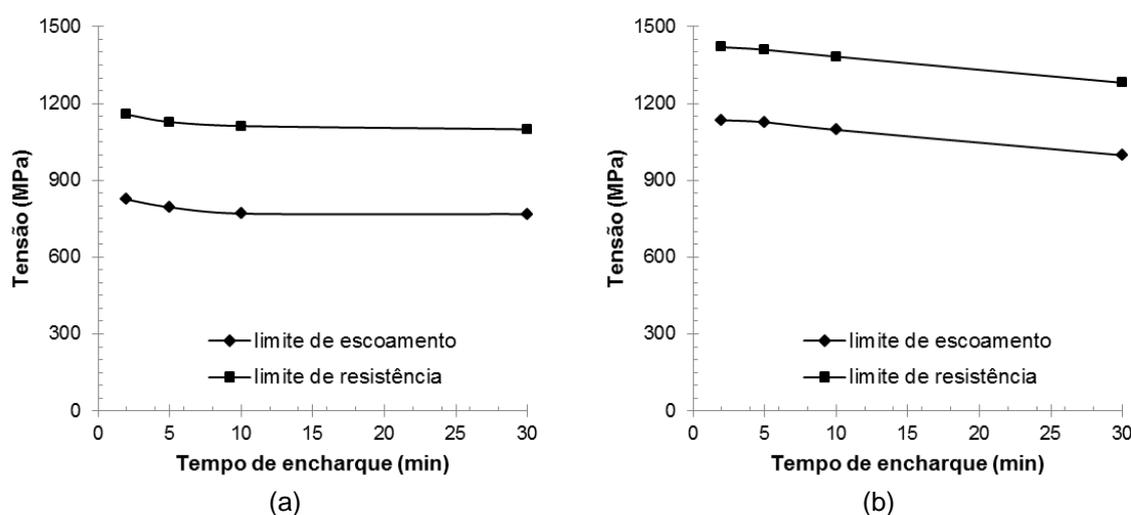
Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.13 – Valores das propriedades mecânicas das amostras submetidas ao ciclo de tratamento térmico recozimento contínuo a 780°C.**

Tempo de encharque (min)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
2	1135 ± 17	1420 ± 16	3,9 ± 0,42
5	1127 ± 3	1410 ± 5	3,3 ± 0,14
10	1097 ± 3	1383 ± 8	3,3 ± 0,71
30	998 ± 4	1281 ± 3	3,1 ± 1,13

Fonte: Próprio autor.

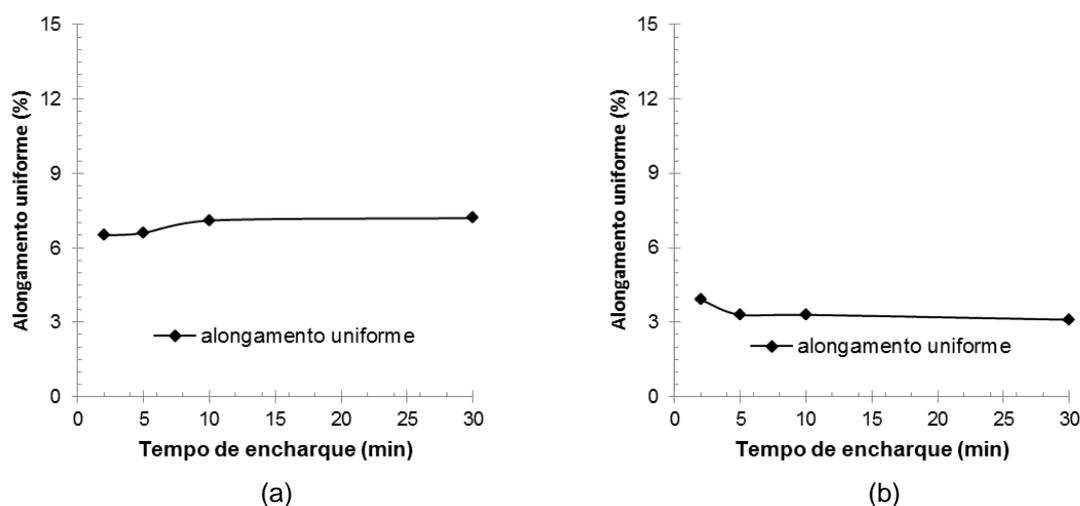
**Figura 5.39 – Variações dos limites de escoamento e resistência com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.**



(a) 740°C (b) 780°C

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.40 – Variação do alongamento uniforme com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.**



(a) 740°C (b) 780°C

Fonte: Próprio autor.

Com relação ao recozimento intercrítico contínuo, observa-se, mais uma vez, a ausência de patamar de escoamento. Diferentemente do que foi verificado para o material após o tratamento intercrítico direto, é constatada a redução nos limites de escoamento e de resistência com a elevação do tempo de encharque, comportamento contraditório ao observado para os resultados de dureza encontrados para a condição tratada para o recozimento intercrítico contínuo a 780°C, que apesar de menos

acentuado, apresentou um aumento com a elevação do tempo de encharque. Por outro lado, esses parâmetros tiveram seus valores elevados com a temperatura, oposto do que ocorreu para o alongamento uniforme. Nesse caso, em relação ao tempo, o alongamento não apresentou uma tendência única para as duas temperaturas, ficando quase constante. Ao se comparar os dois tipos de recozimento intercrítico, verifica-se que os resultados referentes à resistência mecânica (limites de escoamento e de resistência) e à ductilidade (alongamento uniforme) do aço submetido ao tratamento térmico contínuo foram maiores e menor, respectivamente, que do material tratado de forma direta.

Apesar da maior fração de volume de martensita presente nas amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo (refletida nos valores de resistência mecânica mais alta e menores alongamentos uniformes), ocorre uma perda de resistência mecânica no material com o tempo. A resistência do material aumenta com o aumento da resistência da ferrita, que por sua vez é dependente do tamanho de grão ferrítico e das contribuições dos elementos de liga no endurecimento da solução sólida, enquanto a resistência da martensita está vinculada ao teor de carbono na fase e na liga e ainda às condições de tratamento intercrítico as quais o material foi submetido (MAZINANI e POOLE, 2007; FONSTEIN, 2015). A diferença na microestrutura formada durante os diferentes ciclos de tratamento térmico e o teor de carbono presente na fase martensítica podem justificar o comportamento mecânico oposto entre os resultados obtidos para as amostras tratadas por recozimento intercrítico direto e contínuo.

O comportamento mecânico de aços bifásicos é influenciado pela distribuição da martensita na matriz. Regiões de martensita isoladas dentro da matriz ferrítica resultam em uma melhor combinação de resistência e ductilidade do que regiões que formam estruturas em rede do tipo cadeia em torno da ferrita (ASADI et al., 2012; XIONG et al., 2015). Quanto mais ilhas de martensita circundarem a ferrita, maior a densidade de discordâncias nos grãos ferríticos, ou seja, eles experimentam uma deformação plástica local maior devido à transformação martensítica (ASADI et al., 2012).

Na tabela 5.14 e figura 5.41 são mostrados os resultados da razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência (razão elástica) para cada condição de processamento térmico. Observa-se que para o material submetido ao recozimento intercrítico direto esta relação aumenta tanto com o tempo de encharque como com a

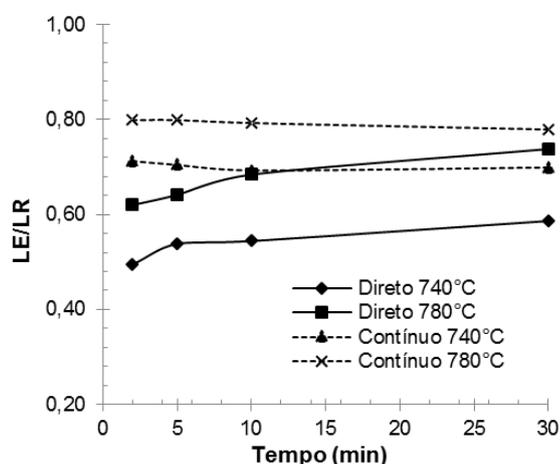
temperatura. Para o tratamento contínuo, no entanto, a alteração é verificada praticamente apenas com a temperatura. Nesse caso, para as duas temperaturas avaliadas, o recozimento contínuo levou a valores superiores aos do tratamento térmico direto.

**Tabela 5.14 – Relação limite de escoamento / limite de resistência para todas as condições de tratamento.**

Tempo de encharque (min)	Relação LE/LR			
	Recozimento intercrítico direto 740°C	Recozimento intercrítico direto 780°C	Recozimento intercrítico contínuo 740°C	Recozimento intercrítico contínuo 780°C
2	0,49	0,62	0,71	0,80
5	0,54	0,64	0,70	0,80
10	0,54	0,68	0,69	0,79
30	0,59	0,74	0,70	0,78

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.41 – Relação LE/LR para amostras tratadas para todas as condições de tratamento em função do tempo de encharque.**



Fonte: Próprio autor.

Baixos níveis de razão elástica, tendem a uma maior capacidade de encruamento e maior ductilidade, o que permite que o material tenha uma maior conformabilidade, permitindo maior absorção da deformação sem que haja ruptura (DIETER, 1981). Ou seja, quanto maior a capacidade de encruamento do material, as distribuições da deformação durante a conformação serão maiores, retardando o aparecimento da estricção. De acordo com a literatura (GÜNDÜZ, 2009; FONSTEIN,

2015), aços bifásicos comerciais apresentam baixa relação LE/LR, em torno de 0,4 – 0,6. Nesse caso, apenas as amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C apresentaram valores de razão elástica dentro da faixa especificada.

### 5.2.3 Análise do encruamento

#### 5.2.3.1 Método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$

As tabelas 5.15 e 5.16 apresentam os resultados para os valores do expoente de encruamento  $n$  obtidos pelo método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$ , considerando um e dois estágios de deformação para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto. São mostrados também os coeficientes de correlação  $R^2$  para cada situação, onde nota-se que a abordagem em dois estágios é a que leva a valores mais próximos de 1. A comparação do comportamento do expoente de encruamento para as diferentes temperaturas pode ser observado na figura 5.42.

**Tabela 5.15 – Valores do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$  de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C.**

Tempo de encharque (min)	Método da linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						
	Um estágio			Dois estágios			
	$n$	$R^2$	$n_1$	$R^2$	$n_2$	$R^2$	
2	CP <sub>1</sub>	0,258	0,986	0,303	0,999	0,179	0,992
	CP <sub>2</sub>	0,247	0,982	0,299	0,999	0,171	0,992
	média	<b>0,252</b>		<b>0,301</b>		<b>0,175</b>	
5	CP <sub>1</sub>	0,229	0,969	0,323	0,998	0,167	0,987
	CP <sub>2</sub>	0,241	0,969	0,334	0,999	0,169	0,984
	média	<b>0,235</b>		<b>0,329</b>		<b>0,168</b>	
10	CP <sub>1</sub>	0,235	0,964	0,316	0,994	0,144	0,990
	CP <sub>2</sub>	0,234	0,964	0,333	0,998	0,160	0,985
	média	<b>0,235</b>		<b>0,325</b>		<b>0,152</b>	
30	CP <sub>1</sub>	0,214	0,963	0,318	0,993	0,149	0,990
	CP <sub>2</sub>	0,229	0,961	0,337	0,996	0,154	0,990
	média	<b>0,222</b>		<b>0,328</b>		<b>0,152</b>	

Fonte: Próprio autor.

Supondo apenas um estágio, nota-se uma atenuação nos valores do expoente de encruamento com a elevação da temperatura e do tempo de encharque. Ao realizar a linearização da curva em dois estágios, verifica-se que, para todas as situações, o valor do expoente de encruamento do primeiro estágio é superior ao do segundo. Os expoentes  $n_2$  decrescem com o tempo, porém não é constatado efeito da temperatura intercrítica para esse parâmetro. Por outro lado, para o primeiro estágio,  $n_1$  é maior para temperaturas mais elevadas. Em relação ao tempo de encharque, observa-se que os valores tenderam à estabilização a partir de 5 min.

**Tabela 5.16 – Valores do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$  de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C.**

Tempo de encharque (min)	Método da linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						
	Um estágio			Dois estágios			
		$n$	$R^2$	$n_1$	$R^2$	$n_2$	$R^2$
2	CP <sub>1</sub>	0,220	0,959	0,380	0,999	0,178	0,976
	CP <sub>2</sub>	0,211	0,954	0,382	0,998	0,167	0,975
	média	<b>0,216</b>		<b>0,381</b>		<b>0,173</b>	
5	CP <sub>1</sub>	0,204	0,957	0,364	0,998	0,161	0,980
	CP <sub>2</sub>	0,196	0,949	0,365	0,997	0,150	0,977
	média	<b>0,200</b>		<b>0,365</b>		<b>0,156</b>	
10	CP <sub>1</sub>	0,189	0,953	0,364	0,998	0,153	0,974
	CP <sub>2</sub>	0,196	0,952	0,367	0,997	0,153	0,978
	média	<b>0,193</b>		<b>0,366</b>		<b>0,153</b>	
30	CP <sub>1</sub>	0,167	0,945	0,352	0,998	0,136	0,969
	CP <sub>2</sub>	0,182	0,941	0,371	0,998	0,142	0,967
	média	<b>0,175</b>		<b>0,362</b>		<b>0,139</b>	

Fonte: Próprio autor.

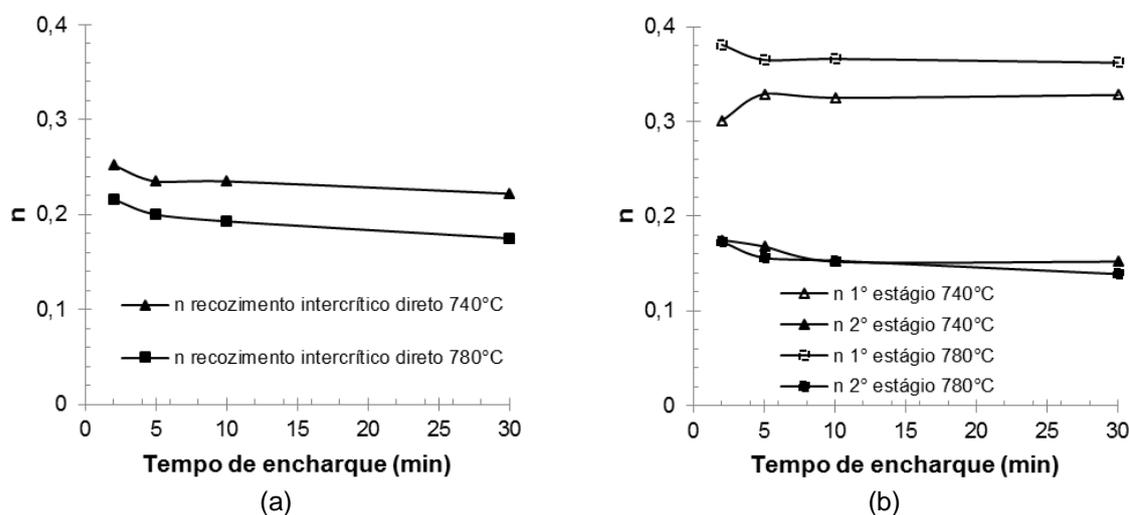
Resultados referentes às amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo são apresentados nas tabelas 5.17 e 5.18 e comparadas na figura 5.43.

Constata-se novamente uma redução nos valores do expoente de encruamento com o acréscimo da temperatura de tratamento intercrítico considerando apenas um estágio de encruamento. Essa diferença, no entanto, não é tão acentuada como na condição de processamento descrita anteriormente. Alteração mais discreta também é verificada com a elevação do tempo de encharque.

Ao considerar dois estágios de encruamento verifica-se que as amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C apresentam valores maiores de  $n$  para os dois estágios considerados. Entretanto, o aumento do tempo de encharque não levou a uma variação considerável nos valores do expoente de encruamento para ambos os estágios. As amostras tratadas a 780°C tiveram uma discreta queda em seus valores de  $n$  com o aumento do tempo.

Considerando a análise realizada como um único estágio, comportamento análogo ao verificado no presente trabalho foi observado também por Hüper et al. (1999) ao constatar que o valor do expoente de encruamento diminui com o aumento da fração volumétrica de martensita. Nesse contexto, a redução de  $n$  com o tempo de encharque e com a temperatura para as amostras obtidas a partir do recozimento intercrítico direto estaria relacionada ao aumento na proporção de martensita, apresentado anteriormente nas tabelas 5.1 e 5.2. Para as amostras submetidas ao tratamento contínuo, foi observado que o efeito do tempo na proporção de constituinte MA era mais discreto, o que foi ao encontro do expoente de encruamento.

**Figura 5.42 - Comportamento do expoente de encruamento para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.**



(a) considerando um valor único para  $n$  e (b) considerando dois estágios, com  $n_1$  e  $n_2$ .

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.17 – Valores do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$  de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C.**

Tempo de encharque (min)	Método da linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						
	Um estágio			Dois estágios			
	N	R <sup>2</sup>	n <sub>1</sub>	R <sup>2</sup>	n <sub>2</sub>	R <sup>2</sup>	
2	CP <sub>1</sub>	0,168	0,950	0,340	0,997	0,136	0,974
	CP <sub>2</sub>	0,161	0,950	0,319	0,996	0,125	0,979
	média	<b>0,165</b>		<b>0,330</b>		<b>0,131</b>	
5	CP <sub>1</sub>	0,162	0,953	0,339	0,999	0,138	0,971
	CP <sub>2</sub>	0,175	0,954	0,330	0,997	0,138	0,980
	média	<b>0,169</b>		<b>0,335</b>		<b>0,138</b>	
10	CP <sub>1</sub>	0,167	0,948	0,330	0,996	0,130	0,980
	CP <sub>2</sub>	0,174	0,951	0,369	0,999	0,150	0,968
	média	<b>0,171</b>		<b>0,350</b>		<b>0,140</b>	
30	CP <sub>1</sub>	0,165	0,950	0,323	0,996	0,126	0,977
	CP <sub>2</sub>	0,164	0,943	0,333	0,996	0,126	0,975
	média	<b>0,165</b>		<b>0,328</b>		<b>0,126</b>	

Fonte: Próprio autor.

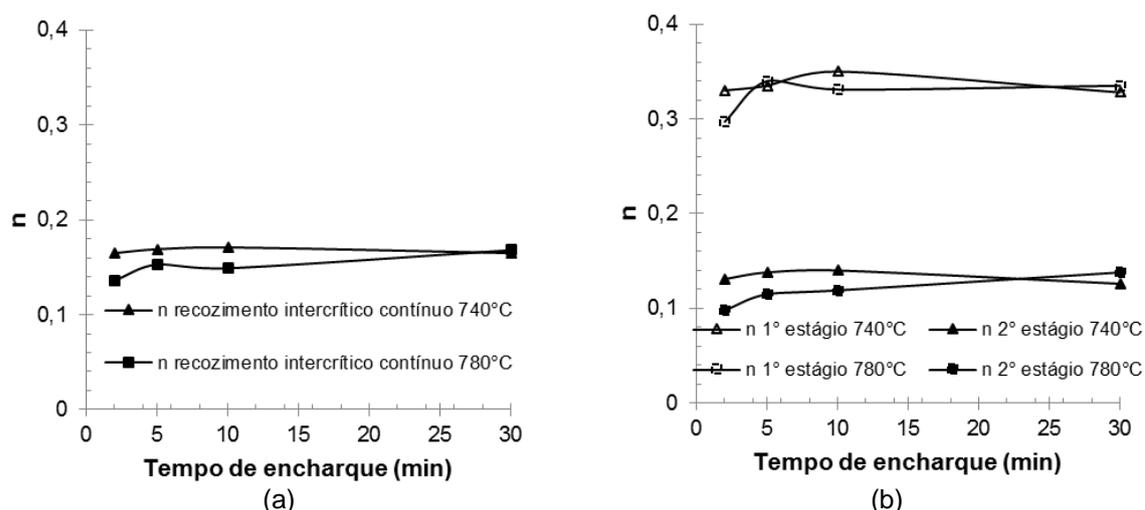
**Tabela 5.18 – Valores do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$  de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C.**

Tempo de encharque (min)	Método da linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						
	Um estágio			Dois estágios			
	N	R <sup>2</sup>	n <sub>1</sub>	R <sup>2</sup>	n <sub>2</sub>	R <sup>2</sup>	
2	CP <sub>1</sub>	0,131	0,930	0,286	0,995	0,095	0,965
	CP <sub>2</sub>	0,140	0,926	0,307	0,995	0,101	0,963
	média	<b>0,136</b>		<b>0,297</b>		<b>0,098</b>	
5	CP <sub>1</sub>	0,174	0,920	0,386	0,995	0,122	0,955
	CP <sub>2</sub>	0,132	0,938	0,293	0,998	0,108	0,959
	média	<b>0,153</b>		<b>0,340</b>		<b>0,115</b>	
10	CP <sub>1</sub>	0,138	0,930	0,324	0,997	0,108	0,959
	CP <sub>2</sub>	0,160	0,944	0,337	0,998	0,130	0,964
	média	<b>0,149</b>		<b>0,331</b>		<b>0,119</b>	
30	CP <sub>1</sub>	0,144	0,936	0,315	0,997	0,115	0,960
	CP <sub>2</sub>	0,192	0,956	0,354	0,999	0,160	0,972
	média	<b>0,168</b>		<b>0,335</b>		<b>0,138</b>	

Fonte: Próprio autor.

Observa-se que, em todos os casos, o expoente de encruamento referente ao primeiro estágio é maior que aquele correspondente ao segundo estágio conforme verificado por outros pesquisadores (MOVAHED et al., 2009; ZUO; CHEN; WANG, 2012) notaram ainda que quando a fração volumétrica de martensita em aços bifásicos era maior que 50%, variações não lineares  $\ln \sigma \times \ln \epsilon$  foram encontradas. Nesse contexto, verificou-se que o índice de correlação ( $R^2$ ) apresentou maior distanciamento de 1 para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C, onde todas as condições de tratamento térmico levaram à ocorrência de fração volumétrica de martensita maior que 50%.

**Figura 5.43 - Comportamento do expoente de encruamento para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo.**



(a) considerando um valor único para  $n$  e (b) considerando dois estágios, com  $n_1$  e  $n_2$ .

Fonte: Próprio autor.

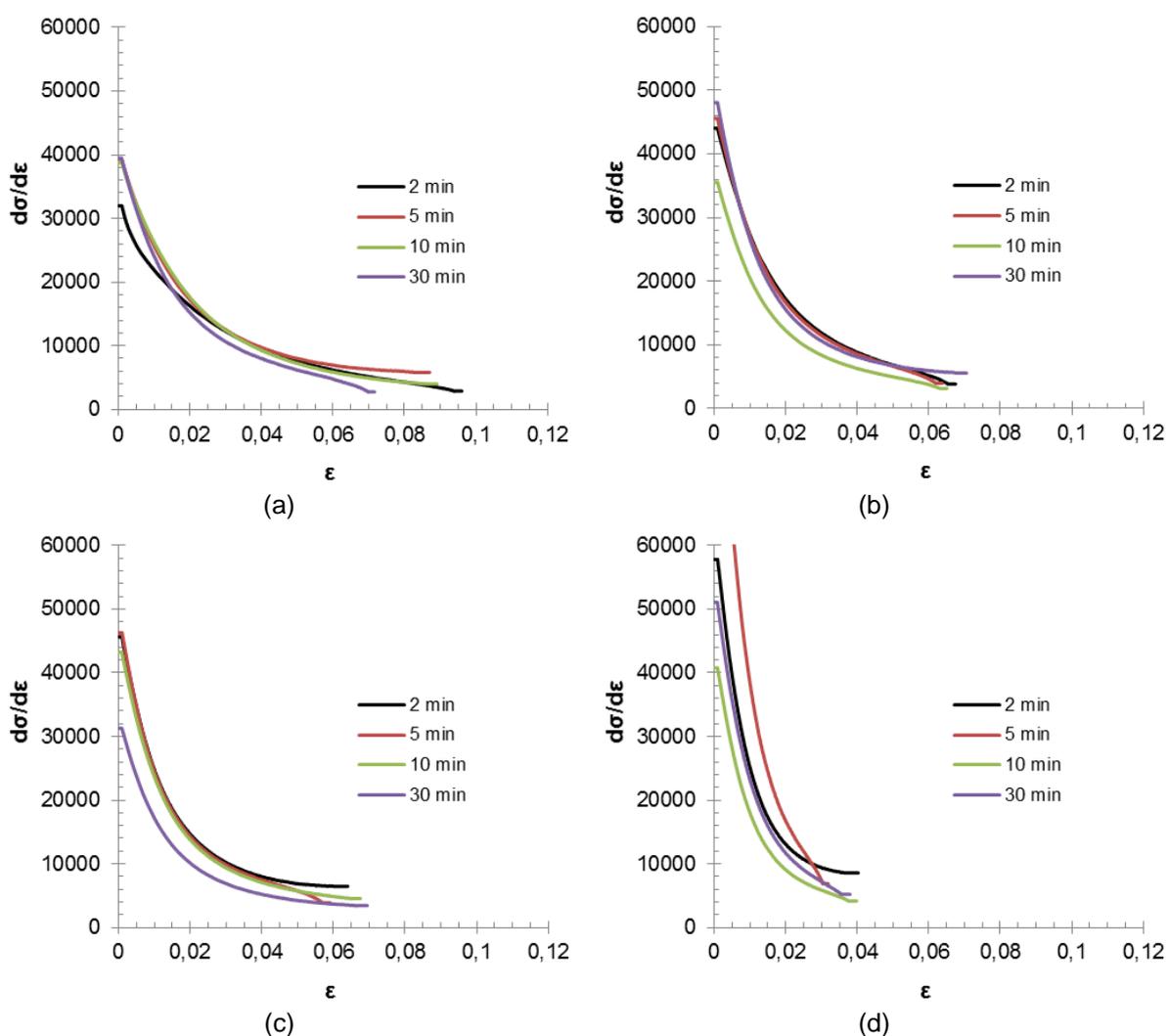
### 5.2.3.2 Taxa de encruamento

As curvas das taxas de encruamento plotadas para todas as condições de tratamento são apresentadas na figura 5.44.

Observa-se uma alta taxa de encruamento para os estágios iniciais de deformação plástica para todas as condições de tratamento, comportamento comum de aços bifásicos e direta consequência da incompatibilidade na deformação da ferrita e da martensita resultando em uma transferência de carga entre a macia e deformável matriz ferrítica e a dura e não deformável martensita (MOVAHED et al., 2009; SEYEDREZAI et al., 2013). Esta alta taxa inicial de encruamento é responsável por

conferir a estes materiais boa conformabilidade quando comparados a outros aços de alta resistência baixa liga (HSLA) de nível de resistência similar (FONSTEIN, 2015). Isso se deve ao aumento inicial da densidade de discordâncias responsável por levar a uma precoce imobilização e empilhamento, conforme notado por Xiong et al. (2015) ao avaliar o encruamento de um aço bifásico (0,08%C-0,81%Si-1,47%Mn).

Figura 5.44 – Curvas das taxas de encruamento para todas as condições de tratamento.



(a) Recozimento intercrítico direto a 740°C e (b) a 780°C; (c) recozimento intercrítico contínuo a 740°C e (d) a 780°C.

Fonte: Próprio autor.

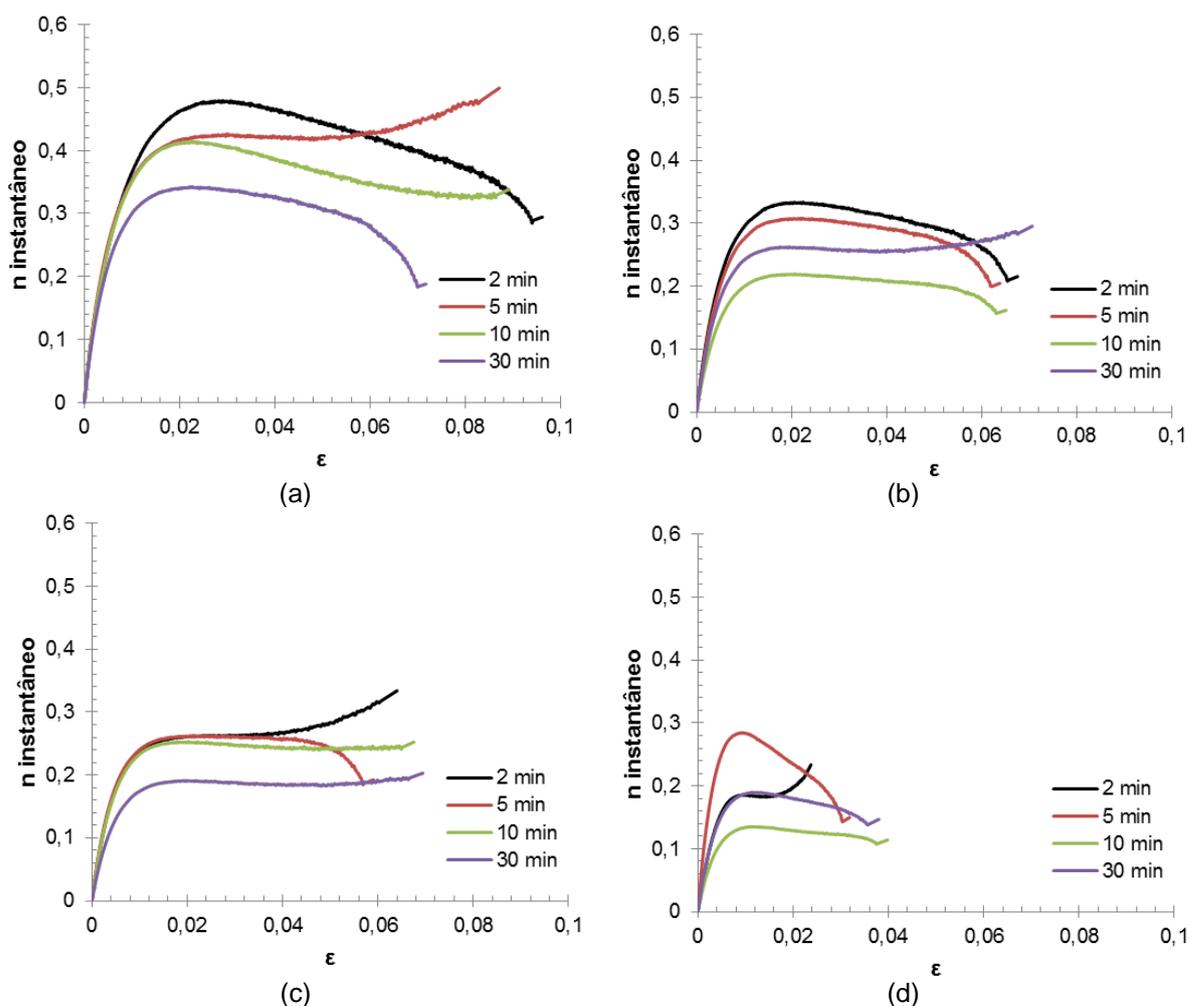
Verifica-se ainda que amostras tratadas a uma maior temperatura para ambos os ciclos de tratamento apresentaram maiores taxas de encruamento iniciais. Admite-se que a quantidade elevada de martensita para essas condições acentuam a incompatibilidade entre as fases. A distribuição e morfologia da martensita exercem

grande influência na taxa de encruamento (MAZINANI e POOLE, 2007; DAS e CHATTOPADHYAY, 2009; SEYEDREZAI et al., 2013). Em relação ao tempo, não é possível observar uma tendência de comportamento por meio desse método de análise.

### 5.2.3.3 Expoente de encruamento instantâneo

As curvas do expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira são exibidas na figura 5.45.

**Figura 5.45 – Variação do valor do expoente de encruamento instantâneo  $n$  para os diferentes ciclos de tratamento em função da deformação verdadeira.**



(a) Recozimento intercrítico direto a 740°C e (b) a 780°C; (c) recozimento intercrítico contínuo a 740°C e (d) a 780°C.

Fonte: Próprio autor.

Todas as curvas exibiram um crescimento gradual nos valores de  $n_{\text{instantâneo}}$  até atingirem um patamar, no qual, em geral, foi verificado um resultado máximo de expoente de encruamento instantâneo, seguidas de uma diminuição com esforço adicional. Para a maioria das curvas, o valor de  $n_{\text{instantâneo}}$  máximo apareceu aproximadamente na fase intermediária de deformação plástica. Nesses casos, com o aumento da deformação plástica, uma alta densidade de discordâncias é produzida na ferrita, levando a uma considerável elevação nos valores do expoente de encruamento instantâneo. Após esse estágio, a saturação da densidade de discordâncias é alcançada e a mobilidade dessas imperfeições se torna restrita, resultando em uma queda nos valores de  $n_{\text{instantâneo}}$  (RASTEGARI et al.; 2015, LI et al.; 2015). Conforme constatado também por Rastegari et al. (2015), cada microestrutura possui uma capacidade específica de saturação de discordâncias e, por isso, comportamentos distintos foram observados. Portanto, a deformação verdadeira associada a um valor de  $n_{\text{instantâneo}}$  máximo pode variar para as diferentes microestruturas iniciais.

Seyedrezai et al. (2013) observaram que no decorrer da transição da deformação elástica para plástica verifica-se que o valor de  $n_{\text{instantâneo}}$  diminui rapidamente (comportamento elástico) até um valor mínimo referido como  $n_{\text{inst-min}}$  (estágio não verificado no presente trabalho, pois considerou-se apenas a região de deformação plástica). Em seguida, o expoente de encruamento instantâneo aumenta para um valor máximo,  $n_{\text{inst-máx}}$ , e, posteriormente, diminui gradualmente até o início da instabilidade plástica, comportamento observado para a maioria das condições apresentadas neste estudo. O aumento de  $n_{\text{inst-min}}$  para  $n_{\text{inst-máx}}$  ocorre durante os estágios iniciais de deformação (em média,  $\varepsilon = 2,2\% \pm 0,7$ ), sendo a martensita, possivelmente, a responsável por esse comportamento inicial.

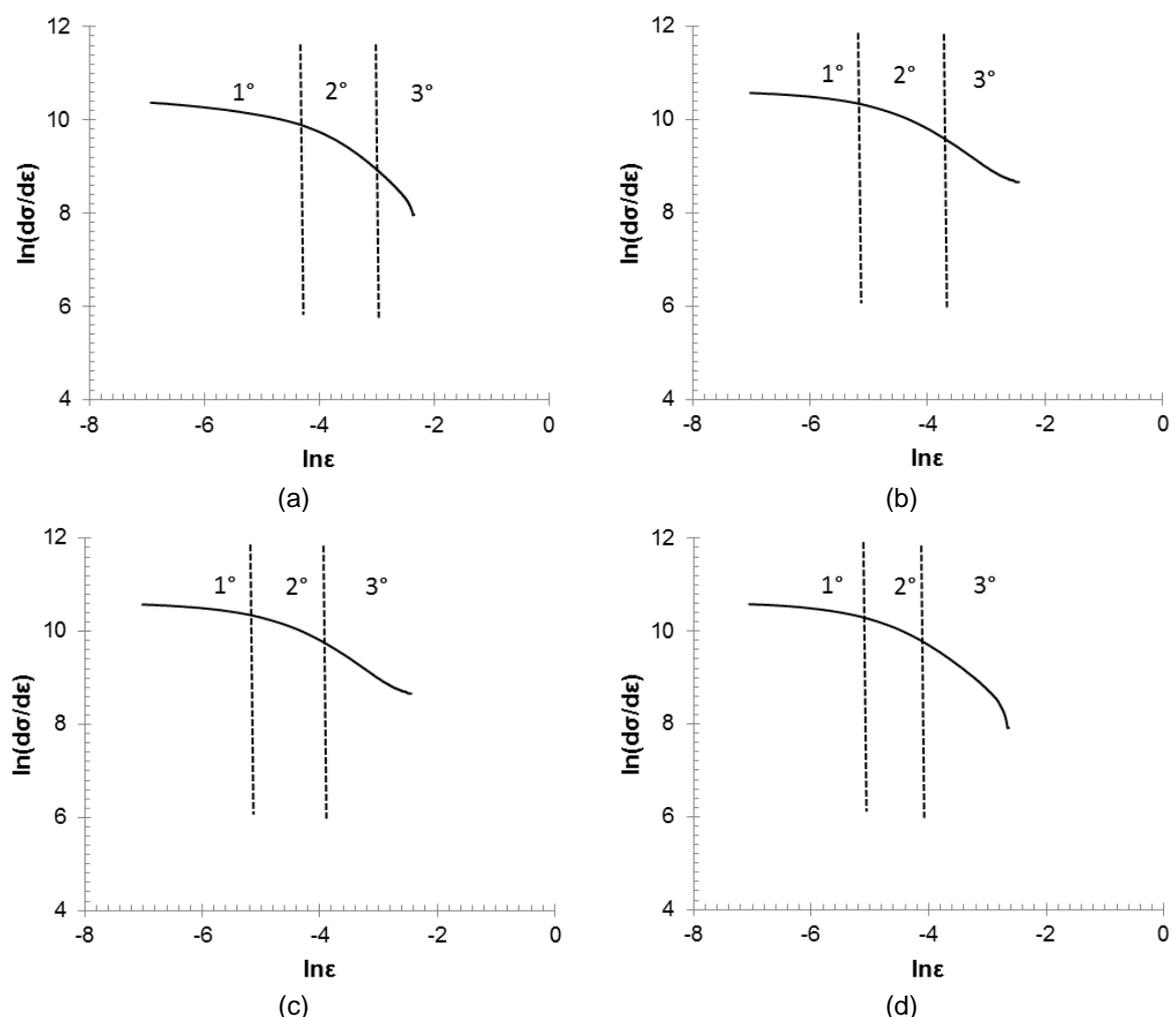
Para os resultados do presente trabalho, verifica-se que o tratamento térmico intercrítico direto foi o que levou, em geral, a maiores níveis de deformação plástica real na qual a movimentação das discordâncias se tornaria restrita, de forma decrescente de 740°C e 780°C e o mesmo para o processamento contínuo em seguida. Acredita-se que essa tendência está relacionada ao fato de que, na ordem mencionada, a proporção de ferrita no material é diminuída e, dessa forma, seu efeito se tornaria menos intenso no comportamento do material como um todo e os fenômenos ocorreriam em magnitudes de deformação menores.

Em algumas condições isoladas do presente trabalho, nota-se que após atingir o patamar, os valores de  $n_{instantâneo}$  continuaram a crescer. Li et al. (2015) constataram que, devido ao fato da martensita iniciar sua deformação simultaneamente à deformação da ferrita (que já estava em curso), diminuindo a incompatibilidade entre as fases, um acréscimo nos valores do expoente de encruamento instantâneo pode ser observado.

### 5.2.3.4 Análise de Crussard-Jaoul (C-J)

As curvas obtidas pela análise de Crussard-Jaoul (C-J) para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto são apresentadas nas figuras 5.46 e 5.47. Nas tabelas 5.19 e 5.20 são exibidos para quais níveis de deformação a mudança de estágio foi observada em cada condição de tratamento.

Figura 5.46 – Análise C-J para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C.



a) 2 min (b) 5 min (c) 10 min (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.19 – Níveis de deformação para cada estágio de encruamento de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C.**

Estágio de deformação	Magnitude de deformação (%)			
	2 min	5 min	10 min	30 min
1°	0,1 – 1,5	0,09 – 0,67	0,1 – 0,67	0,09 – 0,67
2°	1,5 – 5,0	0,67 – 1,5	0,67 – 3,3	0,67 – 1,8
3°	5,0 – 9,1	1,5 – 9,1	3,3 – 9,1	1,8 – 7,4

Fonte: Próprio autor.

Verifica-se que, para todos os tempos de encharque, três estágios de encruamento foram identificados, de acordo com a diferença de inclinação nas curvas. De acordo com essa abordagem, uma pequena inflexão na curva indica uma rápida queda na taxa de encruamento com o aumento da deformação ou com alta taxa de recuperação dinâmica, enquanto uma maior inflexão da curva implica em uma lenta diminuição na taxa de encruamento. Nesse contexto, menor inclinação da curva é observada no primeiro estágio, para os estágios posteriores, a inflexão é mais acentuada, confirmando os resultados encontrados para as outras abordagens de análise do encruamento.

De acordo com Bag et al. (1999), Das e Chattopadhyay (2009) e Allain et al. (2015), os três estágios observados a partir da abordagem de Crussard-Jaoul estão relacionados aos seguintes mecanismos de deformação: i) deformação homogênea na matriz ferrítica favorecida por discordâncias móveis presentes nas proximidades das regiões martensíticas (estágio I); ii) diminuição do encruamento devido à deformação na ferrita ainda com possível transformação da austenita retida em martensita no constituinte MA e iii) deformação simultânea das fases ferrita e martensita e ainda ocorrência de deslizamento cruzado associado à recuperação dinâmica da ferrita.

Segundo Speich (1981) e Fonstein (2015), a primeira etapa de encruamento, definida entre 0,1% a 0,5% de deformação, é caracterizada por apresentar um rápido encruamento devido à eliminação da tensão residual na ferrita e um acelerado retorno de tensões referente à incompatibilidade plástica entre as fases ferrita e martensita. A faixa de deformação de 0,5% a 4,0% é estabelecida como sendo relativa à segunda etapa, na qual o encruamento da ferrita é reduzido quando o escoamento dessa fase é dificultado pela partícula dura de martensita. Na terceira etapa, 4,0% a 18,0% de

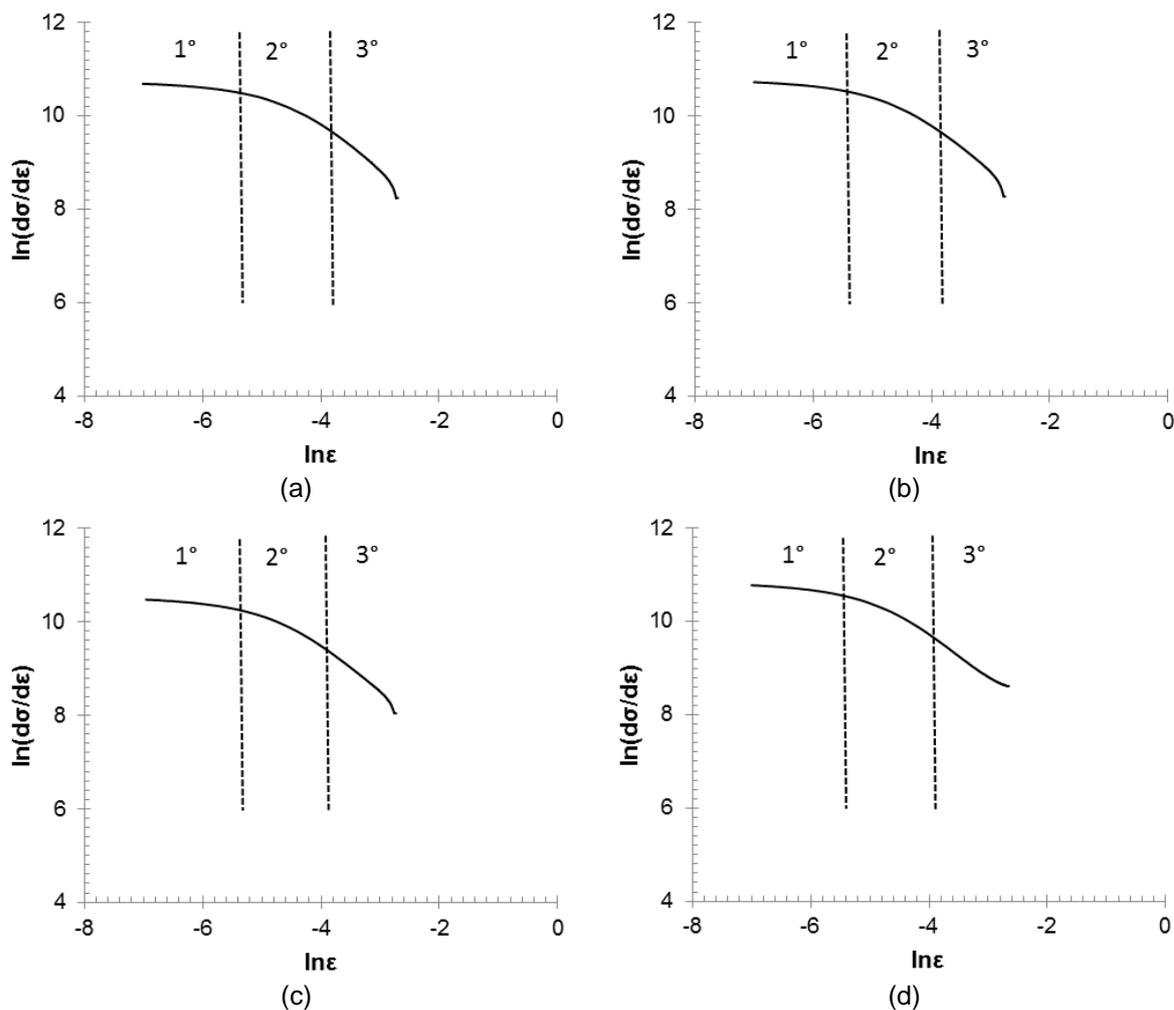
deformação, a deformação da ferrita é regida pela recuperação dinâmica e eventual escoamento da martensita.

Para o recozimento intercrítico direto a 740°C, observa-se que o primeiro estágio é mais extenso para o tempo de encharque 2 minutos. Nesse sentido, admite-se que este fato pode estar associado ao tamanho de grão ferrítico, que é mais grosseiro, favorecendo a deformação na ferrita, corroborando com o que foi concluído por Xiong et al. (2015). Pelas imagens de MO e MEV das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C (figuras 5.1 e 5.2) é possível observar que o espaçamento entre as ilhas de martensita da amostra tratada por dois minutos é maior que o daquelas tratadas por trinta minutos, por exemplo. Acredita-se que, para a condição com grãos ferríticos maiores, ou seja, condição referente ao tempo de encharque de dois minutos, as discordâncias móveis associadas às tensões geradas no grão ferrítico durante a transformação austenítica estão presentes apenas nas regiões de interface, estando seu centro praticamente livre de discordâncias.

Para o material produzido a partir do tratamento térmico intercrítico direto a 780°C, diferentemente da situação anterior, não há diferença significativa nos níveis de deformação com a alteração do tempo de encharque, para os três estágios identificados. Esse comportamento é relacionado à relativa similaridade da microestrutura nessas condições, conforma a tabela 5.2. Amostras com grãos mais finos podem apresentar alta densidade de discordâncias e distribuição mais uniforme das mesmas por toda a matriz ferrítica, levando a um rápido encruamento inicial. O fluxo de tensão transferido para a martensita inerente ao rápido endurecimento do grão ferrítico faz com que a deformação plástica na martensita inicie mais cedo, confirmando as observações de Son et al. (2005). Como o tempo de encharque não afetou o tamanho do grão ferrítico para o tratamento intercrítico direto a 780°C, não houve diferença no nível de deformação referente a cada estágio de encruamento com o aumento do tempo de encharque.

As curvas C-J elaboradas para as amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C e 780°C são apresentadas nas figuras 5.48 e 5.49 respectivamente. Nas tabelas 5.21 e 5.22 são apresentados para quais níveis de deformação ocorreram as mudanças de estágio para as duas temperaturas de tratamento.

Figura 5.47 – Análise C-J para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C.



a) 2 min (b) 5 min (c) 10 min (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

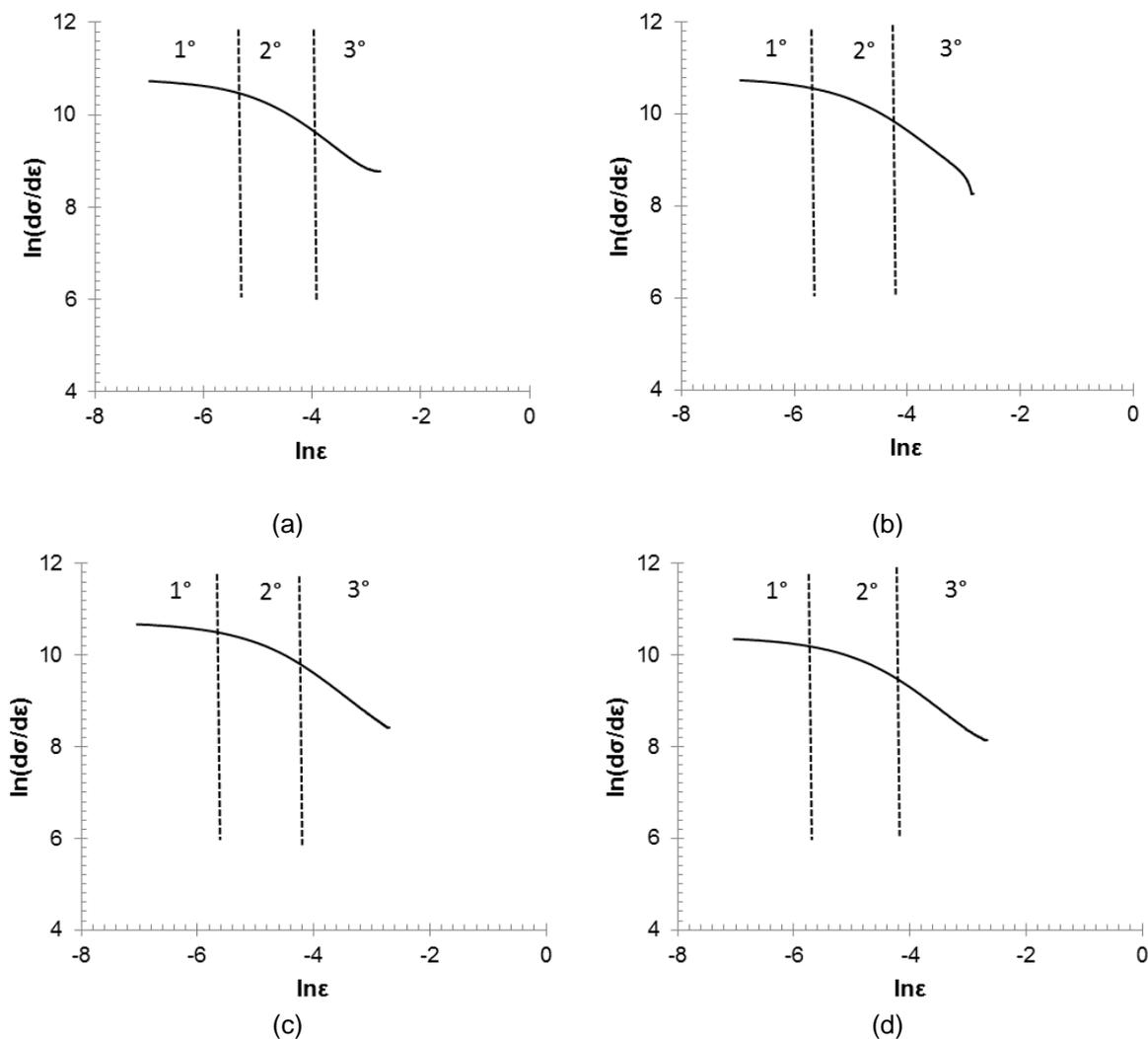
Tabela 5.20 – Níveis de deformação para cada estágio de encruamento de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C.

Estágio de deformação	Magnitude de deformação (%)			
	2 min	5 min	10 min	30 min
1°	0,09 – 0,45	0,09 – 0,45	0,09 – 0,45	0,09 – 0,45
2°	0,45 – 2,2	0,45 – 2,2	0,45 – 2,2	0,45 – 2,2
3°	2,2 – 6,7	2,2 – 6,7	2,2 – 6,7	2,2 – 6,7

Fonte: Próprio autor.

Para o tratamento contínuo a 740°C, nota-se comportamento relativamente semelhante para todos os tempos de encharque e também a presença de três estágios de deformação. Os efeitos de grãos ferríticos mais finos são observados com a geração de um primeiro estágio de encruamento mais curto.

Figura 5.48 – Análise C-J para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C.



a) 2 min (b) 5 min (c) 10 min (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

Comportamento diferenciado foi notado para o recozimento intercrítico contínuo a 780°C. Nesse caso, para os tempos de encharque 5, 10 e 30 minutos apenas dois estágios de encruamento foram notados. Alguns pesquisadores consideram apenas dois estágios de deformação para os aços bifásicos, motivados pelo desenvolvimento de discordâncias na matriz ferrítica e o estado de deformação da martensita (elástico ou plástico). No primeiro estágio, apenas a ferrita se deformaria plasticamente, enquanto a martensita permaneceria deformando elasticamente. No segundo estágio de deformação, ambas as fases (ferrita e martensita) deformariam plasticamente. Deste modo, dentro de um intervalo de deformação em torno da tensão de transição, o estado de deformação da martensita mudaria de elástico para plástico (JIANG et al. 1992; COLLA et al. 2009; DAS e CHATTOPADHYAY, 2009; KO et al.

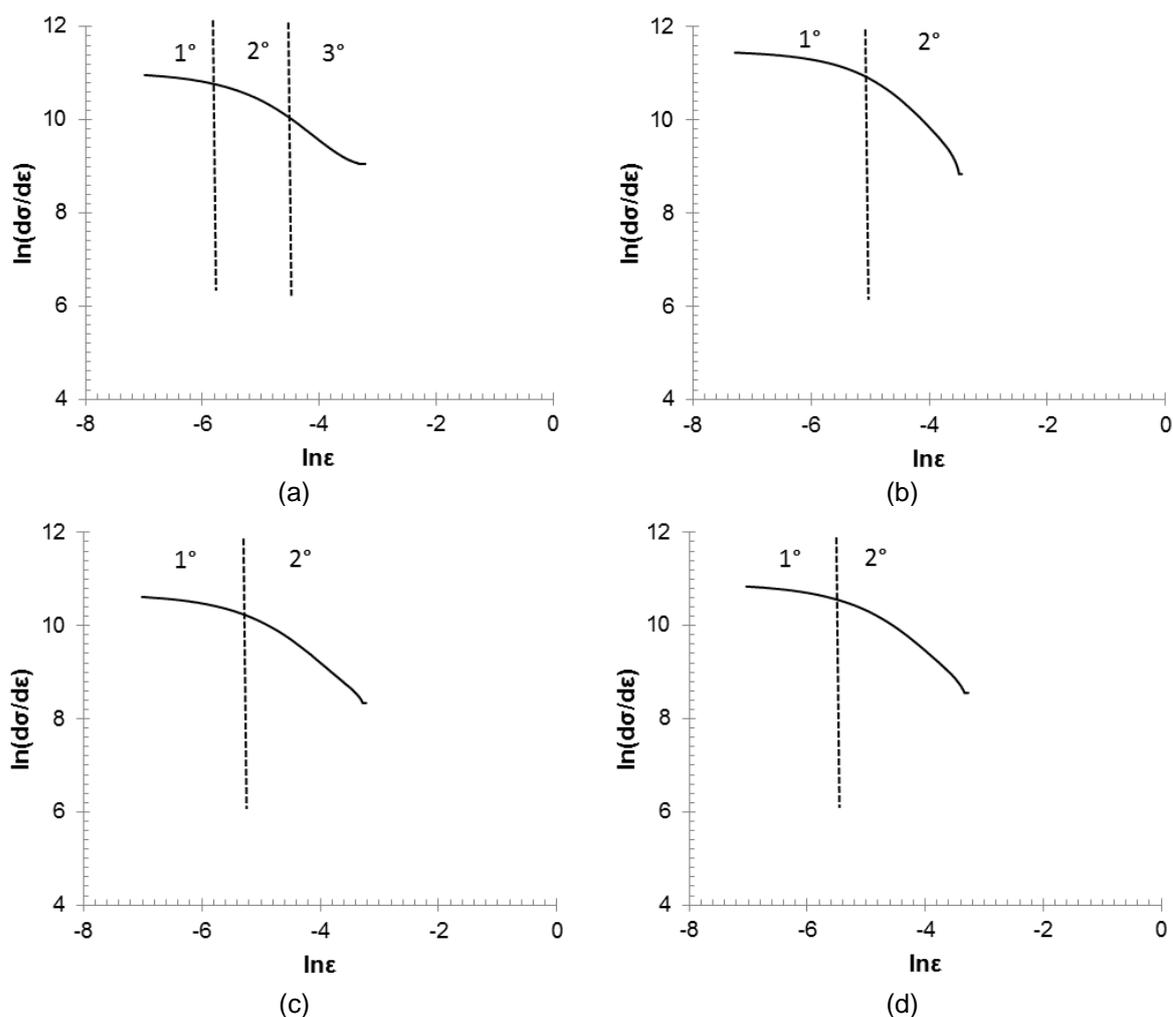
2010; NOURI et al. 2010). Conforme pode ser observado na figura 5.49a, para 2 minutos, o primeiro estágio de encruamento é curto. Para as demais condições, os estágios de deformação são bem divididos, entretanto, todas experimentam um baixo nível de alongamento.

**Tabela 5.21 – Níveis de deformação para cada estágio de encruamento de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C.**

Estágio de deformação	Magnitude de deformação (%)			
	2 min	5 min	10 min	30 min
1°	0,09 – 0,45	0,1 – 0,30	0,09 – 0,37	0,09 – 0,30
2°	0,45 – 2,0	0,30 – 1,5	0,47 – 1,5	0,30 – 1,5
3°	2,0 – 6,7	1,5 – 6,1	1,5 – 6,7	1,5 – 6,7

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.49 – Análise C-J para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 780°C.**



a) 2 min (b) 5 min (c) 10 min (d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

As técnicas distintas para a análise do encruamento, por vezes, levam a diferentes interpretações do comportamento durante a deformação de aços bifásicos. Contudo, a análise de Crussard-Jaoul mostrou-se mais completa e mais adequada para o estudo desses materiais.

**Tabela 5.22 – Níveis de deformação para cada estágio de encruamento de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo 780°C.**

Estágio de deformação	Magnitude de deformação (%)			
	2 min	5 min	10 min	30 min
1º	0,09 – 0,3	0,07 – 0,45	0,09 – 0,45	0,09 – 1,1
2º	0,3 – 1,1	0,45 – 3,0	0,45 – 4,1	1,1 – 4,1
3º	1,1 – 4,1	–	–	–

Fonte: Próprio autor.

### 5.3 Análise da Deformação Plástica de Aços Bifásicos

#### 5.3.1 Análise da microestrutura após diferentes magnitudes de deformação

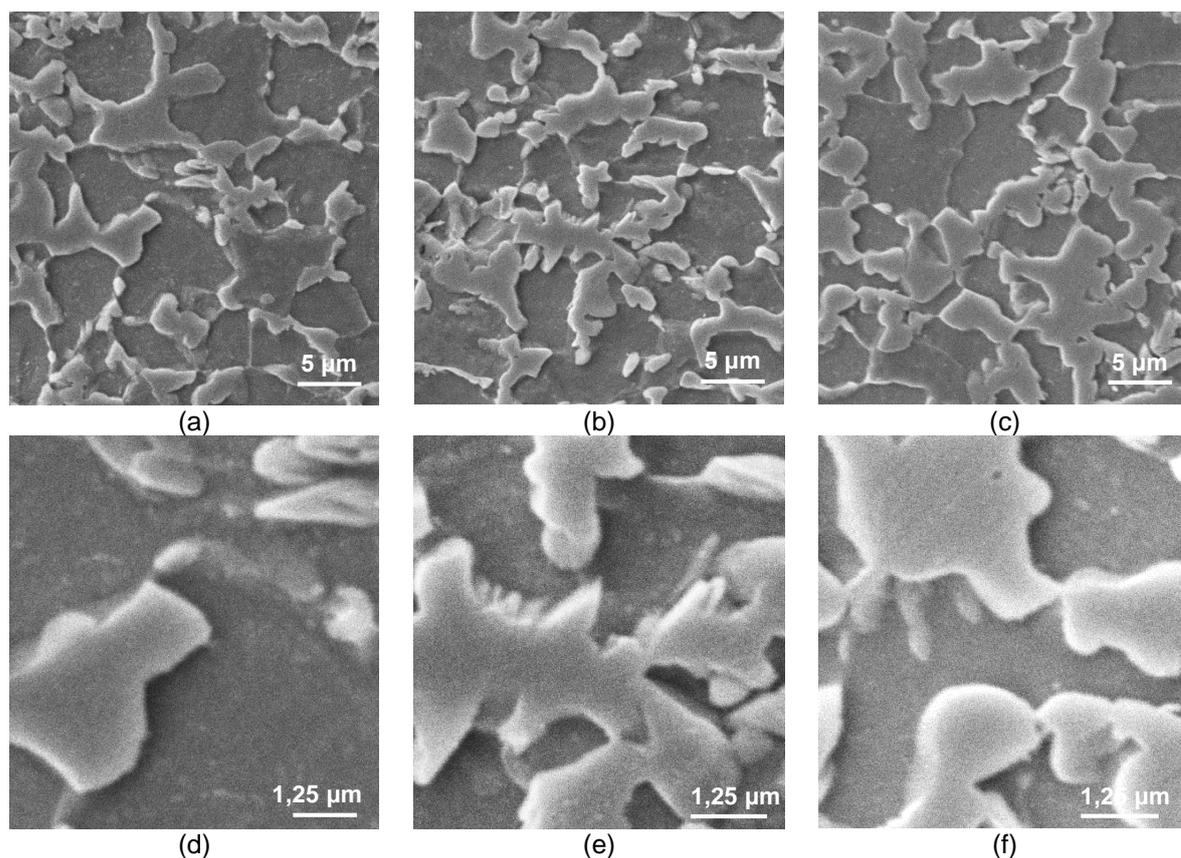
Com base nos resultados apresentados nos ensaios realizados na primeira fase deste trabalho, apenas as amostras tratadas por recozimento intercrítico direto e contínuo a 740°C para os tempos de encharque dois e trinta minutos foram escolhidas para serem avaliadas nesta etapa.

Nas figuras 5.50 e 5.51 são apresentadas imagens de MEV com diferentes ampliações das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C e deformadas em distintos níveis de deformação (1%, 3% e 5%). Na figura 5.52 são mostradas imagens do material não deformado com uma ampliação compatível à da maior ampliação das figuras 5.50 e 5.51.

Tanto para o tempo de 2 min como para 30 min, nenhuma variação considerável na microestrutura pode ser observada pela análise por MEV. Esse resultado pode estar associado a dois fatores. Por se tratar da condição de tratamento térmico que levou à obtenção de amostras com maior alongamento uniforme e estágios mais longos de deformação (para a abordagem de Crussard-Jaoul), e por se tratar de uma microestrutura composta de grãos mais grosseiros de ferrita e praticamente livres de discordâncias em seu centro, os níveis investigados podem não

ter sido com deformação suficiente para alteração do 1° para o 3° estágio (ao passar de 1% para 5% de deformação, por exemplo), que envolveriam fenômenos muito distintos.

**Figura 5.50 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos deformadas em diferentes níveis.**



a) e d) 1% em diferentes ampliações; b) e e) 3% em diferentes ampliações; c) e f) 5% em diferentes ampliações.

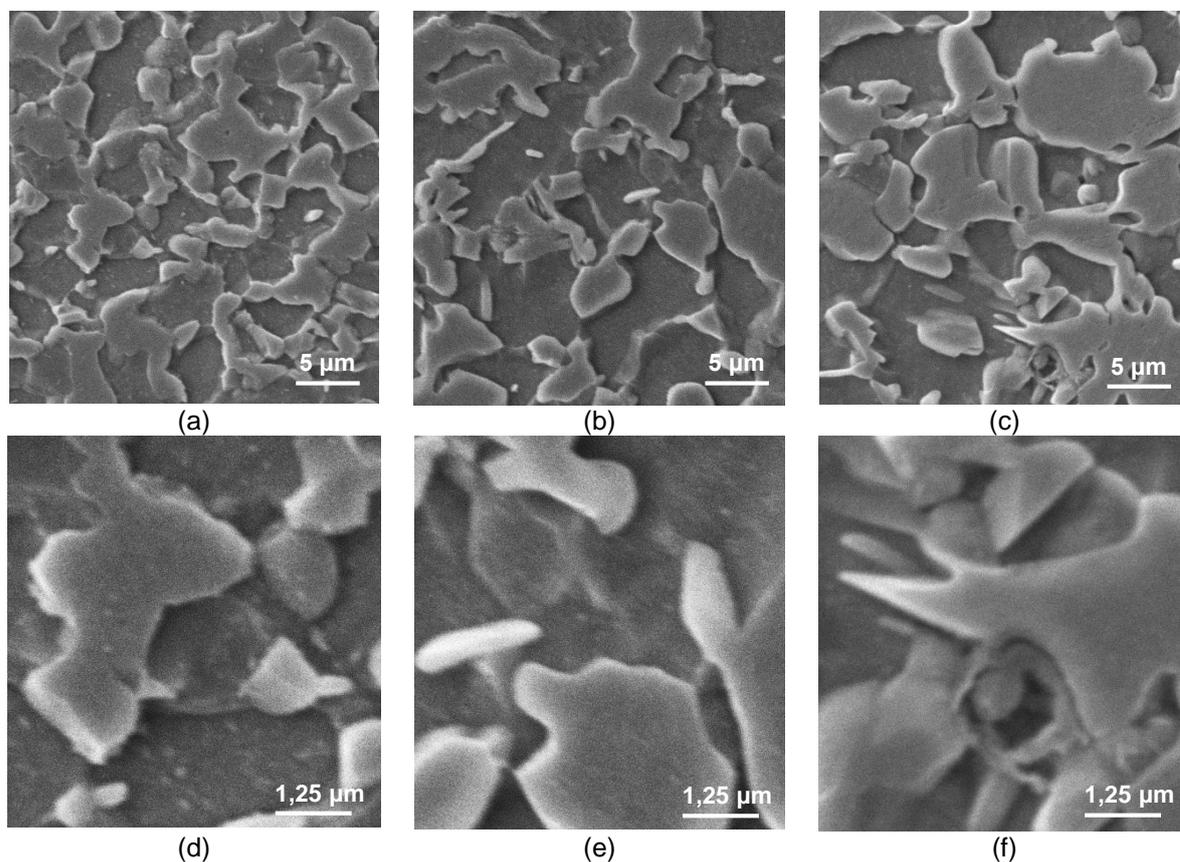
Fonte: Próprio autor.

Admite-se também que a análise por microscopia eletrônica de varredura não foi capaz de identificar alterações microestruturais para estas magnitudes de deformação. Acredita-se que alguma mudança seria notada caso uma técnica mais propícia para o estudo em termos de eventos estruturais dos fenômenos relacionados ao encruamento, ou seja, distribuição, movimentação e arranjos de discordâncias, fosse utilizada, no caso, microscopia eletrônica de transmissão (MET).

Nas figuras 5.53 e 5.54 são mostradas as imagens de MEV das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 2 e 30 minutos,

respectivamente. As imagens das amostras na condição não deformada são apresentadas na figura 5.55.

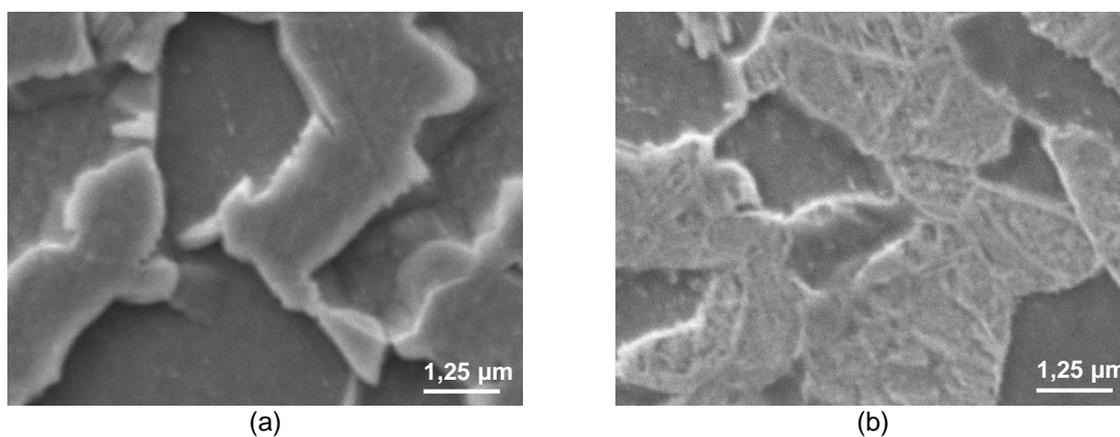
**Figura 5.51 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 30 minutos deformadas em diferentes níveis.**



a) e d) 1% em diferentes ampliações; b) e e) 3% em diferentes ampliações; c) e f) 5% em diferentes ampliações.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.52 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C não deformadas.**

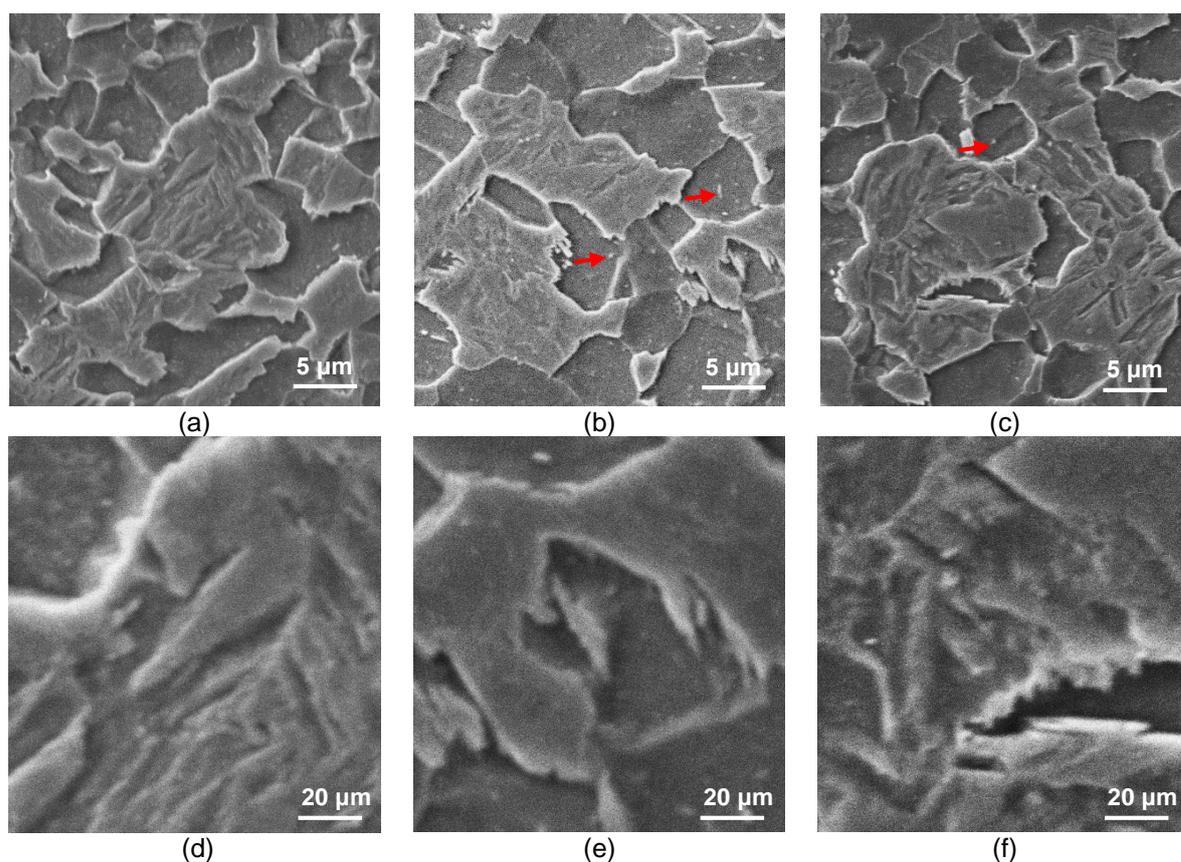


a) 2 min e (b) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

Verifica-se, para ambos os tempos de encharque, que para 1% de deformação não foi possível notar grandes diferenças na microestrutura do material como um todo. No entanto, para as magnitudes de 3% e 5% nota-se o surgimento de alguns pontos dispersos na matriz ferrítica (prováveis carbonetos indicados por setas nas imagens) e ainda uma aparente texturização da ferrita, possivelmente associada a deformação nessa fase. De maneira mais evidente, para a maior ampliação da amostra deformada em 5% e tratada por 30 min, nota-se um provável desmanche da martensita (figura 5.54f). De acordo com a análise de Crussard-Jaoul para o recozimento intercrítico contínuo a 740°C (tabela 5.21) ambas as condições de tratamento já se encontrariam no 3º estágio de encruamento. Portanto, a martensita estaria se deformando plasticamente.

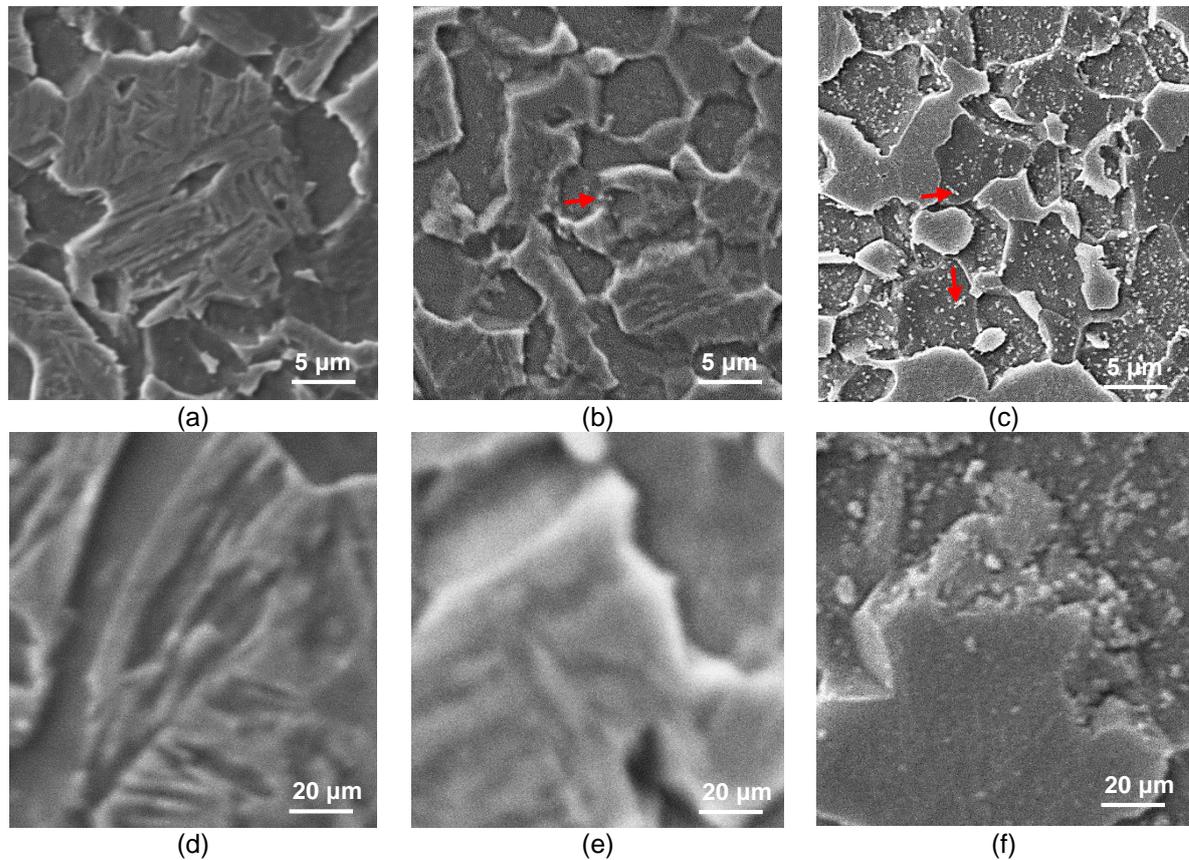
**Figura 5.53 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 2 minutos deformadas em diferentes níveis.**



a) e d) 1% em diferentes ampliações; b) e e) 3% em diferentes ampliações; c) e f) 5% em diferentes ampliações.

Fonte: Próprio autor.

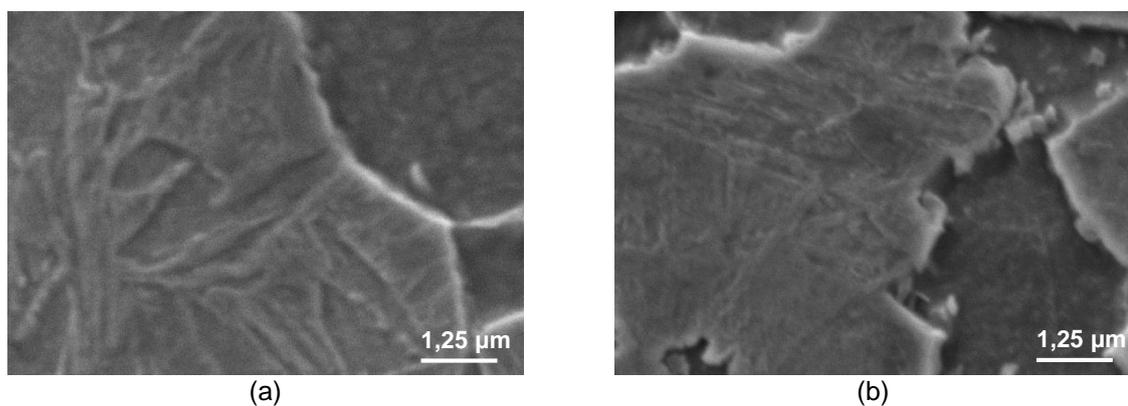
**Figura 5.54 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 30 minutos deformadas em diferentes níveis.**



a) e d) 1% em diferentes ampliações; b) e e) 3% em diferentes ampliações; c) e f) 5% em diferentes ampliações.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.55 – Microscopia eletrônica de varredura de amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C não deformadas.**



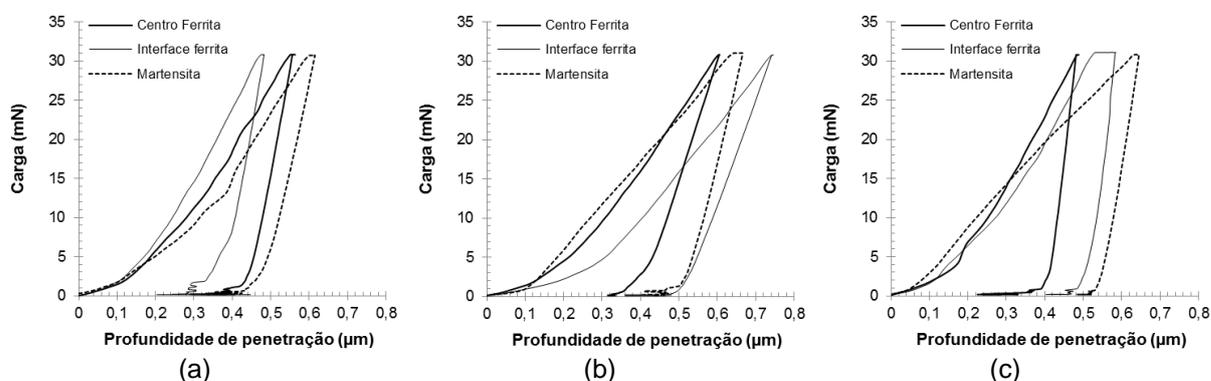
a) 2 min e (b) 30 min.  
Fonte: Próprio autor.

### 5.3.2 Ensaio de penetração instrumentada das amostras submetidas a diferentes Magnitudes de deformação

As curvas carga/descarga das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos submetidas a diferentes níveis de deformação são apresentadas, como exemplos, na figura 5.56 e seus valores de dureza Vickers exibidos na tabela 5.24.

Quando comparados aos resultados de penetração encontrados para a amostra tratada nas mesmas condições não deformada, verifica-se um acréscimo na dureza da região de centro da ferrita para todos os níveis de deformação. Para o nível de deformação 5%, observa-se um aumento considerável na dureza da martensita, fenômeno também relacionado a nova distribuição das discordâncias na microestrutura. Com base na análise de Crussard-Jaoul realizada para esta condição, nota-se que a magnitude de deformação 5% está associada a transição de estágios de deformação (2°/3°) o que justifica a elevação da dureza na região martensítica.

**Figura 5.56 – Curvas de penetração instrumentada das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos deformada em diferentes níveis.**



a) 1% (b) 3% (c) 5%

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.24 – Resultados obtidos no ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos deformadas em diferentes níveis.**

Magnitude de deformação	Dureza Vickers – HV30gf		
	Centro Ferrita	Interface Ferrita	Martensita
1%	268 ± 30	394 ± 44	504 ± 50
3%	301 ± 2	485 ± 33	462 ± 82
5%	301 ± 16	422 ± 75	565 ± 37

Fonte: Próprio autor.

Os resultados obtidos para a amostra tratada por recozimento intercrítico direto a 740°C por 30 minutos são apresentados na tabela 5.25.

**Tabela 5.25 – Resultados obtidos no ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 30 minutos deformadas em diferentes níveis.**

Magnitude de deformação	Dureza Vickers – HV30gf		
	Centro Ferrita	Interface Ferrita	Martensita
1%	254 ± 36	456 ± 64	504 ± 50
3%	258 ± 35	719 ± 92	667 ± 23
5%	317 ± 72	404 ± 77	943 ± 29

Fonte: Próprio autor.

Nota-se que a região central da ferrita não sofre grandes alterações em seus valores de dureza ao aumentar a magnitude de deformação. Observa-se ainda que para a magnitude de 3% de deformação, o endurecimento na região de interface é semelhante ao observado para a amostra com os mesmos parâmetros de tratamento na condição não deformada, porém os resultados relacionados a esta região não seguem uma tendência, possivelmente devido aos fenômenos relacionados a redistribuição das discordâncias durante a deformação e aos diferentes estágios de encruamento, que para esta condição são mais curtos quando comparados aos da amostra de 2 minutos.

O comportamento das amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C sob diferentes magnitudes de deformação são exibidos nas tabelas 5.26 e 5.27 referentes aos tempos de enchaque 2 e 30 minutos, respectivamente.

**Tabela 5.26 – Resultados obtidos no ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 2 minutos deformadas em diferentes níveis.**

Magnitude de deformação	Dureza Vickers – HV30gf		
	Centro Ferrita	Interface Ferrita	Martensita
1%	296 ± 15	281 ± 59	615 ± 17
3%	319 ± 35	430 ± 42	633 ± 20
5%	337 ± 39	475 ± 37	622 ± 5

Fonte: Próprio autor.

Verifica-se que, em geral, a dureza do centro da ferrita praticamente não variou quando comparado a amostra não deformada e com o aumento da magnitude de

deformação considerando os valores de desvio padrão. Todavia, observa-se que para o nível de deformação de 1% a interface da ferrita tornou-se menos dura que a interface da amostra não deformada e muito próxima da dureza do centro do grão ferrítico. De acordo com as análises de encruamento, para esta condição de tratamento e para este nível de deformação a amostra acaba de sair da primeira etapa de deformação em que a deformação homogênea da matriz é beneficiada pela presença de discordâncias móveis nas proximidades das regiões martensíticas. Para os demais níveis de deformação, verificou-se um aumento na dureza da martensita em comparação a amostra não deformada. Confirmando a rápida transição de estágios de deformação verificada na análise de Crussard-Jaoul (tabela 5.21).

Os resultados do ensaio de ultramicrodureza referentes as amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 30 minutos são apresentadas na tabela 5.27.

**Tabela 5.27 – Resultados obtidos no ensaio de ultramicrodureza para amostras tratadas por recozimento intercrítico contínuo a 740°C por 30 minutos deformadas em diferentes níveis.**

Magnitude de deformação	Dureza Vickers – HV30gf		
	Centro Ferrita	Interface Ferrita	Martensita
1%	406 ± 8	408 ± 29	710 ± 55
3%	325 ± 27	483 ± 55	874 ± 53
5%	308 ± 42	339 ± 25	879 ± 70

Fonte: Próprio autor.

Ao comparar todos os níveis de deformação com a amostra não deformada da mesma condição de tratamento, é possível observar um aumento na dureza da microestrutura como um todo. Fato que pode estar relacionado ao surgimento de carbonetos dispersos na microestrutura e também ao rearranjo das discordâncias, tendo em vista que para a magnitude de deformação 5% a amostra já se encontra em um nível avançado do terceiro estágio de encruamento, conforme observado pela análise de Crussard-Jaoul (tabela 5.21). Fenômeno comprovado também pela imagem de MEV (figura 5.54f) onde a martensita aparenta estar se “desintegrando” confirmando a deformação plástica nesta região.

Contudo, verifica-se que a heterogeneidade da microestrutura do material e as técnicas empregadas para avaliação da deformação dificultaram para que conclusões

mais precisas a respeito do comportamento do material nesta condição fossem apresentadas.

## 6 CONCLUSÃO

- Quanto à análise microestrutural, observou-se que, no recozimento intercrítico direto, o aumento da temperatura intercrítica e do tempo de encharque provocou elevação na fração volumétrica de martensita, redução do tamanho de grão ferrítico e segregação dos elementos de liga em regiões preferenciais. Para a menor temperatura, com o aumento do tempo de encharque, a morfologia da martensita composta de ilhas isoladas alterou-se para uma estrutura de rede do tipo em cadeia. Na menor temperatura, apenas a morfologia do tipo cadeia foi observada. Quanto à dureza dos constituintes isoladamente, verificou-se que no centro da ferrita os valores de dureza aumentam com a temperatura e tempo, enquanto na martensita ocorre queda nos valores. No recozimento intercrítico contínuo, o aumento da temperatura promoveu elevação na fração volumétrica de martensita, que apresentou-se com morfologia do tipo rede em cadeia em todas as condições. A influência do tempo na microestrutura foi significativa apenas para a menor temperatura intercrítica, com efeito ainda menos intenso quando comparado ao tratamento direto. O aumento do tempo e da temperatura provocou elevação na dureza da ferrita, enquanto na martensita esta propriedade não se alterou. Em geral, o tratamento intercrítico contínuo apresentou maiores frações volumétricas de martensita que o tratamento direto.
- Quanto à análise do comportamento mecânico, observou-se que no recozimento intercrítico direto, a dureza do material aumentou com o tempo de encharque e, para a maior parte dos casos, com a temperatura. Os valores de limite de escoamento e limite de resistência aumentaram com a temperatura e tempo, enquanto os valores de alongamento uniforme reduziram. Para o recozimento intercrítico contínuo, considerando a menor temperatura, ocorreu um acréscimo seguido de queda nos valores de dureza. Na maior temperatura, os valores apresentaram suave elevação. Em termos de limite de escoamento e limite de resistência, houve redução destes valores com o tempo de encharque e elevação com a temperatura. O alongamento uniforme sofreu queda com o aumento da temperatura e não apresentou tendência única para as duas temperaturas ao considerar o tempo de encharque. Em geral, verificou-se que o tratamento intercrítico direto sofreu maior influência do tempo e da temperatura intercrítica, tanto nas alterações microestruturais quanto no comportamento mecânico.

- Quanto à análise do encruamento pelas diversas abordagens, observou-se que, para o recozimento intercrítico direto, o método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$ , considerando um estágio de encruamento, mostrou diminuição nos valores do expoente de encruamento  $n$  com a elevação do tempo e temperatura intercrítica. Ao avaliar dois estágios verifica-se que, para todas as situações, o valor do expoente de encruamento do primeiro estágio é superior ao do segundo. Altas taxas iniciais de encruamento foram observadas para todas as condições. Maiores níveis de deformação plástica real foram verificados na análise do expoente de encruamento instantâneo e, a partir da abordagem de Crussard-Jaoul, verificou-se três estágios de encruamento para todas as condições. Já no recozimento intercrítico contínuo, pelo método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$ , considerando apenas um estágio de encruamento, nota-se redução nos valores do expoente de encruamento com o aumento da temperatura e variação discreta com o tempo de encharque. Em geral, os efeitos do tempo e da temperatura pouco influenciaram o comportamento de  $n$  das amostras tratadas nesta condição. As taxas de encruamento apresentaram comportamento similar ao das amostras submetidas ao tratamento direto. Na análise do expoente de encruamento instantâneo, menores níveis de deformação plástica foram observados. Considerando a análise de Crussard-Jaoul, para a menor temperatura, nota-se comportamento semelhante para todos os tempos de encharque e a presença de três estágios de encruamento. De maneira geral, as amostras tratadas à maior temperatura apresentaram apenas dois estágios. Verificou-se que a análise de Crussard-Jaoul forneceu maiores informações a respeito da avaliação do encruamento possibilitando a determinação da magnitude de deformação em que a mudança de estágio ocorre.
- Quanto à deformação plástica do material para diferentes magnitudes de deformação observou-se que, de modo geral, as alterações nos valores de dureza dos constituintes estavam de acordo com as mudanças de estágio de encruamento determinadas pela análise de Crussard-Jaoul. No recozimento intercrítico contínuo, nota-se que, para os níveis de deformação 3% e 5%, possíveis carbonetos começaram a surgir na microestrutura e a martensita aparentemente se desintegrou. Contudo, as técnicas utilizadas para avaliação da deformação do material não foram suficientes para que conclusões mais precisas fossem encontradas.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AKBARPOUR, M. R.; EKRAMI, A. Effect of ferrite volume fraction on work hardening behavior of high bainite dual phase (DP) steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 477, p. 306 – 310, 2008.
- ALFIRANO; SAMDAN, W.; MAULUD, H. Effect of intercritical annealing temperature and holding time on microstructure and mechanical properties of dual phase low carbon steel. **Applied Mechanics and Materials**, v. 493, p. 721 – 726, 2014.
- ALLAIN S.Y.P.; BOUAZIZ, O.; PUSHKAREVA, I.; SCOTT, C.P. Towards the microstructure design of DP steels: A generic size-sensitive mean-field mechanical model. **Materials Science & Engineering A**, v. 637, p. 222 – 234, 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E562**: Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: 2011.
- ASADI, M.; COOMAN, B. C.; PALKOSKI, H. Influence of martensite volume fraction and cooling rate on the properties of thermomechanically processed dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 538, p. 42 – 52, 2012.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 6152-1**: Materiais Metálicos – Ensaio de Tração Parte 1: método de ensaio à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, 2002.
- BALLIGER, N. K.; GLADMAN, T. Work hardening of dual-phase steels. **Metal Science**, v. 15, n. 3, p. 95-108, 1981.
- BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels: Microstructure and Properties**. 3. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. 360p.
- CALCAGNOTTO, M.; PONGE, D.; RAABE, D. Microstructure control during fabrication of ultrafine grained dual-phase steel: characterization and effect of intercritical annealing parameters. **ISIJ International**, v. 52, p. 874 – 883, 2012.
- CAO, Y.; AHLSTRÖM, J.; KARLSSON, B. The influence of temperatures and strain rates on the mechanical behavior of dual phase steel in different conditions. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 4, n.1, p. 68-74, 2015.
- CHEN, P.; GHASSEMI-HARMAKI, H.; KUMAR, S.; BOWER, A.; BHAT, S.; SADAGOPAN, S. Microscale-calibrated modeling of the deformation response of dual phase steels. **Acta Materialia**, v. 65, p. 133-149, 2014.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. p. 174.
- CHO, K.; GARCIA, C. I.; SHU, H.; CHEN, T. R.; DEARDO, A. J. Development of the 590 – 740 – 980 Nb-Bearing dual phase steels for production on continuous galvanizing lines. In: WENG, Y.; DONG, H.; GAN, Y. **Advanced Steels, the recent**

**scenario in steel science and technology.** Springer Berlin Heidelberg, 2011.p. 313 – 323.

COLLA, V.; DE SANCTIS, M.; DIMATTEO, A.; LOVICU, G.; SOLINA, A.; VALENTINI, R. Strain hardening behavior of dual phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, p. 1 – 11, Sep. 2009.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008. 652p.

DAS, D.; CHATTOPADHYAY, P. P. Influence of martensite morphology on the work hardening behavior of high strength ferrite-martensite dual phases steel. **Journal of Materials Science**, v. 44, p. 2957-2965, 2009.

DIAS, Alexandre Nogueira Ottoboni. **Avaliação das propriedades mecânicas de um aço bifásico com diferentes microestruturas.** 2013. 94f. Dissertação (mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy.** 3 ed. Columbus: McGraw-Hill, 1981. 800p.  
DING, H.; HAN, D.; ZHANG, J.; CAI, Z.; WU, Z.; CAI, M. Tensile deformation behavior analysis of low density Fe-18Mn-10Al-xC steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 652, p. 69 – 76, 2016.

EBRAHUMIAN, A., GHASEMI BANADKOUKI, S. S. Effect of alloying element partitioning on ferrite hardening in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 677, p. 281 – 289, 2016.

FEREIDUNI, E.; GHASEMI BANADKOUKI, S. S. Reliability/unreliability of mixture rule in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 577, p. 351-359, jun. 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. In: Seminário de Laminação da ABM – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 42., Outubro de 2005, Santos. **Anais...** Santos: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

FONSTEIN, Nina. **Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing and Properties.** 1. ed. Switzerland: Springer, 2015. 415p.

GARCIA, C. I.; CHO, K.; REDKIN, K.; DEARDO, A. J.; TAN, S.; SOMANI, M.; KARJALAINEN, L. P. Influence of critical carbide dissolution temperature during intercritical annealing on hardenability of austenite and mechanical properties of DP980 steels. **ISIJ International**, v. 51, n. 6, p. 969-974, mar. 2011.

GHAHERI, A.; SHAFYEI, A.; HONARMAND, M. Effects of inter-critical temperatures on martensity morphology, volume fraction and mechanical properties of dual phase steels obtained from direct and continuous annealing cycles. **Materials and Design**, v. 62, p. 305 – 319, may 2014.

GHASSEMI-ARMAKI, H. et al. Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel. **Acta Materialia**, v. 62, p. 197-211, 2014.

GOEL, N.C.; SANDEEP S.; TANGRI, K. A theoretical model for the flow behavior of commercial dual phase steels containing metastable retained austenite: Part I. Derivation of flow curve equations. **Metallurgical Transactions A**, v. 16A, p. 2013 – 2021, 1985.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência microestrutura e propriedades mecânicas. In: **Corte e conformação de metais**. Brasil, 2008, p. 26-56.

GÜNDÜZ, S. Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels. **Materials Letters**, v. 63, p. 2381-2383, aug. 2009.

HABIBI, M.; HASHEMI, R.; SADEGHI, E.; FAZAELI, A.; GHAZANFARI, A.; LASHINI, H. Enhancing the mechanical properties and formability of low carbon steel with dual phase microstructures. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 25, n. 2, p. 382-389, jan. 2016.

HAN, Q.; KANG, Y.; ZHAO, X.; LÜ, C.; GAO, L. Microstructure and properties of Mo microalloyed cold rolled DP1000 steels. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 18, n. 5, p. 52 – 58, 2011.

HAYASHI, K.; MIYATA, K.; KATSUKI, F.; ISHIMOTO, T.; NAKANO, T. Individual mechanical properties of ferrite and martensite in Fe-0.16 mass% C-1.0 mass %Si-1,5mass%Mn steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 577S, p. 593 – 596, 2013.

HAYAT, F.; UZUN, H. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical properties and fracture behaviour of ship and dual phase steels. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 18, n. 8, p. 65-72, 2011.

HÜPER, T.; ENDO, S.; ISHIKAWA, N.; OSAWA, K. Effect of volume fraction of constituent phases on the stress-strain relationship of dual phase steels. **ISIJ International**, v. 39, n. 3, p. 288 – 294, 1999.

HÜSEYİN, A.; HAVVA, K. Z.; CEYLAN, K. Effect of intercritical annealing parameters on dual phase behavior of commercial low-alloyed steels. **Journal of Iron and Steels Research, International**, v. 17, n. 4, p. 73-78, 2010.

INTERNATIONAL IRON ORE STEEL INSTITUTE. **IISI**: advanced high-strength steels – a collision repair perspective. Guidelines Flaging. 2006.

JIANG, Z.; LIAN, J.; CHEN, J. Strain hardening behaviour and its relationship to tensile mechanical properties of dual phase steel. **Materials Science and Technology**, v. 8, p. 1075 – 1081, 1992.

KADKHODAPOUR, J.; SCHMAUDER, S. RAABE, D.; ZIAEI-RAD, S.; WEBER, U.; CALCAGNOTTO, M. Experimental and numerical study on geometrically necessary

dislocations and non-homogeneous mechanical properties of the ferrite phase in dual phase steels. **Acta Materialia**, v. 59, p. 4387 – 4394, 2011.

KALASHAMI, A. G.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A.; MAZAHERI, Y. Development of a high strength and ductile Nb-bearing dual phase steel by cold-rolling and intercritical annealing of the ferrite-martensite microstructures. **Materials Science & Engineering A**, v. 658, p. 355-366, feb. 2016.

KO, Y. G.; LEE, C. W.; NAMGUNG, S.; SHIN, D. H. Strain hardening behavior of nanostructured dual-phase steel processed by severe plastic deformation. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 504S, p. 453-455, 2010.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, structure, and performance**. 2. ed. USA: ASM International, 2015. p. 233-268.

KUMAR, A. N.; BASU, S. N. Manganese partitioning and dual-phase characteristics in a microalloyed steel. **Journal of Materials Science**, v. 21, p. 2089 – 2092, 1991.

] KUMAR, A., SINGH, S. B.; RAY, K. K. Influence of bainite/martensite – content on the tensile properties of low carbon dual phase steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 474, p. 270-282, 2008.

LE, Q.; KANG, H. T.; KRIDLI, G.; KHOSROVANEH, A. K.; YAN, B. Effect of prestrain paths on mechanical behavior of dual phase sheet steel. **International Journal of Fatigue**, v. 31, p. 607 – 615, 2009.

LI, C.; JI, F.; YUAN, G.; KANG, J.; MISRA, R. D. K.; WANG, G. The impact of thermo-mechanical controlled processing on structure-property. **Materials Science and Engineering A**, v. 16, 2016. In press.

LI, C.; LI, Z.; CEN, Y.; MA, B.; HUO, G. Microstructure and mechanical properties of dual phase strip steel in the overaging process of continuous annealing. **Materials Science and Engineering A**, v. 627, p. 281 – 289, 2015.

LIAO, J.; SOUSA, J. A.; LOPES, A. B.; XUE, X.; BARLAT, F.; PEREIRA, A. B. Mechanical, microstructural behaviour and modelling of dual phase steels under complex deformation paths. **International Journal of Plasticity**, 2016, in press.

MAHESH, K.; SANKARAN, S.; VENUGOPAL, P. Microstructural characterization and mechanical properties of powder metallurgy dual phase steel preforms. **Journal of Materials Science Technology – JMST**, v. 28, p. 1085 – 1094, 2012.

MALEQUE, M. A.; POON, Y. M.; MASJUKI, H.H. The effect of intercritical heat treatment on the mechanical properties of AISI 3115 steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 153-154, p. 482-487, 2004.

MARTINS, Suzanny Cristina Soares. **Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços bifásicos das classes de resistência de 600 MPa e de 1000 MPa revenidos e deformados plasticamente**. 2015. 144f.

Dissertação (mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, CEFET-MG, Belo Horizonte.

MATLOCK, D. K.; SPEER, J.G.; MOOR, E.D; GIBBS, P.J. Recent developments in advanced high strength steel for automotive applications: an overview. **Jestech**, v. 15, n.1, p. 1-12, 2012.

MAZAHERI, Y., KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A.; SAEIDI, N. Effects of initial microstructure and thermomechanical processing parameters on microstructures and mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 612, p. 54-62, jun. 2014b.

MAZAHERI, Y; KERMANPUR, A; NAJAFIZADEH, A. A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 619, p. 1-11, Sep. 2014a.

MAZAHERI, Y; KERMANPUR, A; NAJAFIZADEH, A. Nanoindentation study of ferrite-martensite dual phase steels developed by a new thermomechanical processing. **Materials Science & Engineering A**, v. 639, p. 8-14, May 2015.

MAZINANI, M.; POOLE, W.J. Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 38A, p. 328 – 339, 2007.

MOHANTY, R. R.; GIRINA, O. A.; FONSTEIN, N. M. Effect of heating rate on the austenite formation in low-carbon high-strength steels annealed in the intercritical region. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 42A, p. 3680 – 3690, 2011.

MORAES, E. D.; SANTOS, D. B.; COSTA, F. S.; ROCHA, R. O. Influência das temperaturas de recozimento contínuo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aço bifásico (DP980) galvanizado. In: 8º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – 8º COBEF, Maio de 2015, Salvador. **Anais...** ABCM, 2015.

MOVAHED, P. KOLAHGAR, S.; MARASHI, S.P.H.; POURANVARI, M.; PARVIN, N. The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets. **Materials Science & Engineering A**, v. 518, p. 1-6, May 2009.

MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados a frio**. 2009. 182 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

NAKADA, N.; ARAKAWA, Y.; PARK, K.; TSUCHIYAMA, T.; TAKAKI, S. Dual phase structure formed by partial reversion of cold-deformed martensite. **Materials Science & Engineering A**, v. 553, p. 128-133, June 2012.

NOURI, A.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, S. Influence of volume fraction of martensite on the work hardening behaviour of two dual phase steels with high and

low silicon contents. **International Journal of Materials Research**, v. 10, p. 1286 – 1291, 2010.

PADILHA, A. F.; AMBROZIO FILHO, Francisco. **Técnicas de análise microestrutural**. São Paulo: Hemus, 2004. 190 p.

PAPA RAO, M.; SUBRAMANYA SARMA, V.; SANKARAN, V. Development of high strength and ductile ultrafine grained dual phase steel with nano sized carbide precipitates in a V-Nb microalloyed steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 568, p. 171 – 175, jan 2013.

PIERMAN, A. P.; BOUAZIZ, O.; PARDOEN, T.; JACQUES, P. J.; BRASSART, L. The influence of microstructure and composition on the plastic behavior of dual-phase steels. **Acta Materialia**, v. 73, p. 298-311, May 2014.

PUSSEGODA, N.; TYSONK, W. R.; WYCLIFFE, P.; PURDY, G. R. Segregation of manganese during intercritical annealing of dual phase steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 15A, p. 1499 – 1501, 1984.

RAMAZANI, A.; MUKHERJEE, K.; SCHWEDT, A.; GORAVANCHI, P.; PRAHL, U.; BLECK, W. Quantification of the effect of transformation-induced geometrically necessary dislocations on the flow-curve modelling of dual-phase steels. **International Journal of Plasticity**, 2012, in press.

RASTEGARI, H.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. Effect of initial microstructure on the work hardening behavior of plain eutectoid steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 632, p. 103 – 109, 2015.

ROCHA, R. O. **Influência de variáveis de recozimento contínuo na morfologia dos constituintes de aços bifásicos laminados a frio da classe de limite de resistência de 600 MPa**. 2004. 120p. Tese (doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, UFMG, Belo Horizonte.

SEYEDREZAI, H.; PILKEY, A. K.; BOYD, J.D. Effect of pre- IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual phase steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 594, p. 178 – 188, 2014.

SIRINAKORN, T.; UTHAISANGSUK, V.; SRIMANOSAWAPAL; S. Microstructure based description of deformation behavior of dual phase steel sheets. **Procedia Engineering**, v. 81, p. 1366 – 1371, 2014.

SODJIT, S.; UTHAISANGSUK, V. Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels. **Materials and Design**. v. 41, p. 370 – 379, 2012.

SON, Y. I.; LEE, Y. K.; PARK, K.; LEE, C. S.; SHIN, D. H. Ultrafine grained ferrite-martensite dual phase steels fabricated via equal channel angular pressing: microstructure and tensile properties. **Acta Materialia**, v. 53, p. 3125 – 3134, 2005.

SPEICH, G. R. Carbon and low-alloy steels: Dual phase steels. In: **ASM Handbook**. Properties and selection: Irons steels and high performance alloys. 10. ed. Ohio: ASM International. 1990. v. 1, p. 1102 – 1118.

SPEICH, G. R. Physical metallurgy of dual-phase steels. In: **Fundamentals of dual phase steels**. The Metallurgical Society of AIME, p. 3 – 45, 1981.

SPEICH, G. R.; DEMAREST, V.; MILLER, R. L. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 12A, n. 8, p. 1419 – 1428, 1980.

SUN, S.; PUGH, M. Manganese partitioning in dual phase steel during annealing. **Materials Science and Engineering A**, v. 276, p. 167 – 174, 2000.

TARIGOPULA, V.; HOPPERSTAD, O. S.; LANGSETH, M.; CLAUSEN, A. H. An evaluation of combined isotropic-kinematic hardening model for representation of complex strain-path changes in dual-phase steel. **European Journal of Mechanics A/Solids**, v. 28, p. 792 – 805, 2009.

TARIGOPULA, V.; HOPPERSTAD, O.S.; LANGSETH, M.; CLAUSEN, A.H. Elastic-plastic behaviour of dual-phase steel, high strength under strain-path changes. **European Journal of Mechanics A/Solids**, v. 27, p. 764 -782, jan 2008.

TASAN, C. C.; DIEHL, M.; YAN, D.; BECHTOLD, M.; ROTERS, F.; SCHEMMANN, L.; ZHENG, C.; PERANIO, N.; PONGE, D.; KOYAMA, K.; TSUZAKI, K.; RAABE, D. An overview of dual-phase steels: Advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. **Annual Review of Materials Research**, v. 45, p. 391- 431, 2015.

TASCA, M. R. B.; MACHADO, M. L. P. Simulação da laminação a quente para a produção de aço bifásico. In: Workshop de Ciência e Tecnologia em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do PROPEMM, 2. Agosto, 2012, Vitória. **Anais...** Vitória: PROPEMM, 2012.

TOJI, Y.; YAMASHITA, T.; NAKAJIMA, K.; OKUDA, MATSUDA, H.; HASEGAWA, K.; SETO, K. Effect of Mn partitioning during intercritical annealing on following  $\gamma$  -  $\alpha$  transformation and resultant mechanical properties of cold-rolled dual phase steels. **ISIJ International**, v. 51, n.5, p. 818 – 825, 2011.

TSIPOURUDIS, P. **Mechanical properties of dual-phase steels**. 2006. 122f. Dissertation (Doctor) – Technical Munich University, Munich, German.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography**: principles and practice. NewYork: McGraw-Hill, 1999. 773 p.

VUROBI JÚNIOR, S.; CINTHO, O. M. Técnicas metalográficas para caracterização microestrutural dos aços. In: 2º Encontro de Engenharia e Tecnologia dos Campos Gerais. Agosto, 2006. Ponta Grossa, Paraná. **Anais...** Paraná: Associação dos Engenheiros e Arquitetos de Ponta Grossa, 2006.

WEISS, M.; KUPKE, A.; MANACH, P. Y.; GALDOS, L.; HODGSON, P. D. On the Bauschinger effect in dual phase steel at high levels of strain. **Materials Science and Engineering A**, 2015, in press.

WOLFF, M. A. **Soldabilidade dos aços dual-phase 600 e 800 via processo de soldagem a pontos média frequência corrente contínua (MFDC) e corrente alternada (AC)**. 2008. 150f. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia/MG, Brasil.

XIONG, Z. P.; KOSTRYZHEV, A. G.; STANFORD, N. E.; PERELOMA, E. V. Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting. **Materials and Design**, v. 88, p. 537 – 549, 2015.

XU, X.; ZWAAG, S.; XU, W. The effect of martensite volume fraction on the scratch and abrasion resistance of ferrite–martensite dual phase steel. **Wear**, v. 348-349, p. 80 - 88, 2016.

ZEYTIN, H. K.; KUBILAY, C.; AYDIN, H. Investigation of dual phase transformation of commercial low alloy steels: Effect of holding time at low inter-critical annealing temperatures. **Materials Letters**, v. 62, p. 2651 – 2653, 2008.

ZHANG, F; RUI MI, A; WO, P. C.; FIELD, D. P. Morphology and distribution of martensite in dual phase (DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior. **Materials Science & Engineering A**, v. 659, p. 93 – 103, 2016.

ZHANG, J. et al. Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite-ferrite dual phase steel. **Materials Science & Engineering A**, China, v. 627, p. 230 – 240, Jan. 2015.

ZHANG, J.; DING, H.; WANG, C.; ZHAO, J.; TING, D. Work hardening behaviors of a low carbon Nb-microalloyed Si-Mn quenching-partitioning steel with different cooling styles after partitioning. **Materials Science and Engineering A**, v. 585, p. 132 – 138, 2013.

ZHAO, Z.; TONG, T.; LIANG, J.; YIN, H.; ZHAO, A.; TANG, D. Microstructure, mechanical properties and fracture behavior of ultra-high strength dual-phase steel. **Materials Science & Engineering**, v. 618, p. 182-188, 2014.

ZHUANG, L.; WU, D.; WEI, L.; HUANHUAN, Y.; ZHENYAO, S.; LEI, L. Effect of holding time on the microstructure and mechanical properties of dual-phase steel during intercritical annealing. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci.**, v. 30, n. 1, p. 156 – 161, 2015.

ZUO, X.; CHEN, Y.; WANG, M. Study on microstructures and work hardening behavior of ferrite-martensite dual-phase steels with high-content martensite. **Materials Research**, v. 15, p. 915 – 921, 2012.