

**Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais**



**Dissertação de Mestrado**

**Suzanny Cristina Soares Martins**

**ANÁLISE DA MICROESTRUTURA E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE  
AÇOS BIFÁSICOS DAS CLASSES DE RESISTÊNCIA DE 600MPa E DE 1000MPa  
REVENIDOS E DEFORMADOS PLASTICAMENTE**

**Belo Horizonte**

**Mai de 2015**

Suzanny Cristina Soares Martins

**Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços bifásicos  
das classes de resistência de 600MPa e de 1000MPa  
revenidos e deformados plasticamente**

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 parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Wellington Lopes

Belo Horizonte

Maio de 2015

**Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços bifásicos  
das classes de resistência de 600MPa e de 1000MPa  
revenidos e deformados plasticamente**

Dissertação apresentada em 05 de maio de 2015 por Suzanny Cristina Soares Martins, ao Curso de Mestrado do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, aprovada pela banca examinadora constituída dos professores:

---

Professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa – Orientadora  
Doutora em Engenharia Metalúrgica e de Minas, CEFET-MG

---

Professor Wellington Lopes – Coorientador  
Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas, CEFET-MG

---

Professora Maria Teresa Paulino Aguiar  
Doutora em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG

---

Professor Augusto Cesar da Silva Bezerra  
Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas, CEFET-MG

---

Professor Frederico de Castro Magalhães  
Doutor em Engenharia Mecânica, CEFET-MG

## AGRADECIMENTOS

Nesses dois anos de curso, muitas pessoas passaram pelo meu caminho e contribuíram de alguma forma para que eu pudesse alcançar o objetivo final...

A primeira pessoa a quem agradeço é à Profa. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, sem a qual esse trabalho jamais prosseguiria, e fez com que minha caminhada pelo Mestrado se tornasse possível e menos árdua. Sem palavras para descrever tamanha gratidão, foi para mim uma mãe, amiga e, acima de tudo, excelente orientadora.

Ao Prof. Joel Romano, agradeço os múltiplos ensinamentos, o apoio ao longo de toda a execução da pesquisa e o carinho e dedicação proporcionados.

Ao Prof. Wellington Lopes, por ter acompanhado de perto essa trajetória, pela orientação e pela amizade.

À Aline Silva Magalhães e à Grazielle Braga Maria pelo companheirismo ao longo de todo o percurso e pelos incentivos nos momentos difíceis.

Aos meus colegas, Andréia Grossi, Breno Ribeiro, Daiane Santana, Felipe, Fernanda de Magalhães e Marcelo Fonseca, pela convivência e pelos inúmeros momentos vividos juntos.

Às Profas. Luciana Boaventura Palhares e Maria Celeste de Souza Costa pelo alegre convívio e pelo carinho, e ao Prof. Valmir Sales por sua gentileza e disponibilidade ao ajudar em diversas ocasiões.

Aos Profs. Caio Júlio Mota de Lima, Paulo Renato Perdigão e Euclides Gonçalves pelo amável tratamento que sempre tiveram comigo.

Aos Profs. Leonardo Roberto Da Silva, Augusto Cesar da Silva Bezerra e Ezequiel Souza Costa Júnior pela ajuda na utilização de toda a infraestrutura do departamento e pela disponibilidade sempre.

E aos Profs. João Bosco, Marcello Rosa e Leonardo Neves pelo afeto e respeito e por alegrarem meus dias com pequenas distrações.

Agradeço ainda à Profa. Maria Teresa Paulino Aguilar pela valiosa contribuição acadêmica e pessoal na proposta, impulsionando meu crescimento. Ainda, agradeço pela disponibilização de equipamentos.

Ao Prof. Paulo Cetlin e ao Prof. Roberto Figueiredo, pela disponibilidade de equipamentos.

Ao Prof. Ronaldo Barbosa e ao Eng. Esteveson Miqueleti, pela liberação, suporte e contribuição na execução da etapa de laminação.

Aos Técnicos Geraldinho e Carlinhos pelo suporte fornecido diariamente, auxiliando nos diversos imprevistos e pela amabilidade.

Ao Prof. Sidney Nicodemos, quem me abriu a primeira porta do mundo acadêmico, me permitindo adentrar no âmbito da pesquisa.

Por fim, agradeço a minha família e à família Costa Carvalho pelo apoio e compreensão, em particular ao Thiago Costa Carvalho pelo companheirismo, pela paciência e por me fazer persistir sempre.

## RESUMO

Entre os aços avançados de alta resistência, os aços bifásicos, também conhecidos como *dual phase*, têm sido amplamente empregados em diversos componentes na indústria automobilística. Esses materiais são caracterizados pela combinação de elevada resistência mecânica aliada à considerável ductilidade, o que proporciona redução no peso dos automóveis e maior segurança, além de facilitar o processamento de conformação, em virtude do bom alongamento. Esses aços são geralmente obtidos por tratamento térmico intercrítico sem a posterior realização de revenimento. Entretanto, de acordo com seu emprego, essas ligas podem ser submetidas a reaquecimentos e possivelmente sofrer alterações microestruturais e mecânicas. Dentro desse contexto, o objetivo deste trabalho foi de avaliar a influência que o revenimento, realizado em diferentes temperaturas, e a laminação a frio, conduzida de forma direta e cruzada, exercem sobre os aços bifásicos. Para isso, dois aços bifásicos da classe de resistência de 600MPa e 1000MPa, com composições químicas e proporções de constituintes distintas, foram revenidos e laminados a frio. Ambos os materiais nessas condições foram caracterizados por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, difração de raios x, ensaios de dureza e ensaios de tração. Foi verificado que o processamento térmico e o mecânico alteram a microestrutura e o comportamento mecânico desses materiais. O revenimento promoveu a queda nos níveis de resistência e elevação da ductilidade para ambos os aços e, ao serem laminados, houve encruamento dos materiais, sendo que a deformação direta resultou em encruamento mais pronunciado.

Palavras-chave: Aço bifásico; Revenimento, Laminação a Frio, Microestrutura, Propriedades Mecânicas.

## **ABSTRACT**

Among the advanced high strength steels, the dual phase steels have been successfully used in many automotive components. These materials are characterized by a combination of high strength with good ductility, which reducing vehicle weight while improving car safety, and facilitate the forming processing by good elongation. These steels are usually obtained by intercritical heat treatment without the subsequent tempering. However, in some situations, these alloys can be subjected to reheat and possibly suffer changes in microstructural and mechanical properties. Within this context, the aim of this study was to investigate microstructure, hardness, tensile properties and work hardening behavior of dual phase steel under tempering and strain path deformation, since they are applied in manufacturing processes that could be subjected to relatively high temperatures and under complex loading conditions. Thus, two dual phase steels, DP600 and DP1000, with different chemical composition were tempering and prestrain by cold rolling. Microstructural investigations, hardness test and tensile test were carried out. The experimental results showed that the mechanical and thermal processing alter the microstructure and mechanical behavior of these materials. Tempering promoted a decrease in resistance levels and improves ductility for both steel and, upon being rolled, the materials was significant strain hardening, and direct strain resulted in more pronounced strain hardening.

Key-words: Dual phase steel; Tempering, Cold Rolling, Microstructure, Mechanical Properties.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1	Relação entre consumo de combustível e peso de automóveis.....	26
Figura 3.2	Participação em peso de diferentes materiais em um automóvel norte-americano, em 1975 e em 2005.....	27
Figura 3.3	Evolução dos diversos tipos de aços avançados para a indústria automobilística ao longo das últimas décadas.....	27
Figura 3.4	Exemplos de microscopia eletrônica de varredura da microestrutura de aços bifásicos 0,12%C-1,43%Mn e 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr - reagente Nital.....	28
Figura 3.5	Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica.....	29
Figura 3.6	Microscopia eletrônica de varredura de aços bifásicos.....	30
Figura 3.7	Diagrama esquemático do processamento térmico de recozimento contínuo para obtenção de aços bifásicos.....	32
Figura 3.8	Diagrama esquemático do processamento térmico intercrítico para obtenção de aços bifásicos.....	32
Figura 3.9	Imagens obtidas por MEV de um aço bifásico 0,08%C-1,83%Mn-0,18%Cr após processamento com aquecimento intercrítico em diferentes temperaturas.....	33
Figura 3.10	Imagens obtidas por MEV de um aço bifásico 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr após processamento com aquecimento intercrítico em diferentes temperaturas.....	33
Figura 3.11	Variação do teor de carbono presente na matensita em função da fração volumétrica dessa fase em aços bifásicos.....	34
Figura 3.12	Microscopia eletrônica de varredura de um aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr tratado intercriticamente e revenido em diferentes temperaturas.....	36
Figura 3.13	Comparação entre as curvas tensão <i>versus</i> deformação convencionais obtidas em ensaios de tração de aços carbono, microligado e bifásico.....	38



Figura 3.14	Comparação entre as curvas tensão <i>versus</i> deformação verdadeiras obtidas em ensaios de tração e de cisalhamento de aços bifásicos das classes de resistência de 600MPa e de 800MPa e de aços IF e BH.....	39
Figura 3.15	Variação do valor de dureza em função da fração volumétrica de martensita.....	40
Figura 3.16	Efeito da fração volumétrica na resistência mecânica de um aço bifásico 0,11%C-0,53%Mn-0,03%Cr.....	41
Figura 3.17	Efeito da fração volumétrica de martensita no alongamento de um aço bifásico 0,11%C-0,53%Mn-0,03%Cr.....	42
Figura 3.18	Variação das propriedades mecânicas de um aço bifásico 0,08%C-1,83%Mn-0,18%Cr com a temperatura intercrítica de tratamento térmico.....	44
Figura 3.19	Variação das propriedades mecânicas de um aço bifásico 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr com a temperatura intercrítica de tratamento térmico.....	44
Figura 3.20	Curvas tensão <i>versus</i> deformação convencionais do aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr tratado intercriticamente e revenido a 200°C, 300°C, 400°C e 600°C.....	45
Figura 3.21	Efeito da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas do aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr revenido em diferentes temperaturas.....	46
Figura 3.22	Efeito da temperatura de revenimento na dureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr.....	46
Figura 3.23	Modelo proposto para a deformação de aços bifásicos relacionado com o comportamento individual dos constituintes.....	48
Figura 3.24	Curvas tensão - deformação verdadeiras do aço bifásico da classe de resistência de 600MPa pré-deformado em diversas condições estudado por Le et al. (2009).....	52

Figura 3.25	Curvas tensão <i>versus</i> deformação para o aço bifásico 0,12%C-1,50%Mn pré-deformado em diferentes níveis e com variação na trajetória de deformação.....	54
Figura 3.26	Comportamento mecânico de um aço bifásico 0,115%C-1,391%Mn-0,207%Cr, da classe de resistência de 600MPa, submetido a cisalhamento em um sentido até diferentes magnitudes de deformação, seguido de deformação no sentido oposto.....	55
Figura 4.1	Fluxograma relativo à etapa experimental de caracterização dos materiais no estado inicial e após os tratamentos térmicos.....	57
Figura 4.2	Fluxograma relativo à etapa experimental de realização da laminação nos materiais no estado inicial e após os tratamentos térmicos e caracterização subsequente.....	57
Figura 4.3	Corpo de prova para caracterização microestrutural e caracterização mecânica (ensaios de dureza) dos materiais.....	59
Figura 4.4	Corpo de prova para caracterização mecânica (ensaios de tração).....	60
Figura 4.5	Corpo de prova empregado nas etapas de deformação por laminação.....	60
Figura 4.6	Equipamentos utilizados para a confecção dos corpos de prova.....	61
Figura 4.7	Forno elétrico Magnus empregado nos tratamentos térmicos.....	62
Figura 4.8	Diagrama esquemático das condições de revenimento aplicadas nos aços DP600 e DP1000.....	62
Figura 4.9	Laminador Frohling empregado para a realização das deformações.....	63
Figura 4.10	Sequências de laminação com nível total de deformação real de 10% realizada no aço DP600.....	64
Figura 4.11	Sequências de laminação com nível total de deformação real de 15% realizada no aço DP600.....	65
Figura 4.12	Sequências de laminação com nível total de deformação real de 4% realizada no aço DP1000.....	65

Figura 4.13	Microscópios utilizados para análise microestrutural.....	67
Figura 4.14	Microscopias ópticas de um aço bifásico (0,08%C; 0,41%Mn; 0,502%Si; 0,232Ni; 0,389%Cr, 0,324%Cu) reveladas com dois reagentes químicos.....	68
Figura 4.15	Exemplo de microestrutura do aço DP1000 atacado com reagente Nital 3%.....	68
Figura 4.16	Exemplo de microestrutura do aço DP1000 atacado com reagente Le Pera.....	69
Figura 4.17	Difratômetro Shimadzu empregado para a realização da difração de raios x.....	70
Figura 4.18	Microdurômetro Vickers marca Shimadzu utilizado no ensaio de dureza.....	71
Figura 4.19	Máquina universal de ensaios Instron modelo 5582.....	72
Figura 4.20	Representação esquemática das técnicas empregadas para a determinação das propriedades mecânicas analisadas no trabalho conforme a norma NBR 6152.....	73
Figura 4.21	Representação esquemática do método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ empregado para a determinação do expoente de encruamento n da Equação de Hollomon.....	75
Figura 4.22	Exemplos de determinação do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ para um aço com 0,11%C e 0,53%Mn submetido a tratamentos térmicos intercríticos em temperaturas distintas.....	75
Figura 4.23	Representação esquemática da relação observada entre a taxa de encruamento e a tensão real no início da estrição e a deformação real uniforme e o expoente de encruamento.....	77
Figura 5.1	Micrografias do aço bifásico DP600 no estado como recebido.....	78
Figura 5.2	Micrografias do aço bifásico DP1000 no estado como recebido.....	79
Figura 5.3	Microestrutura de três tipos distintos de aços bifásicos.....	80
Figura 5.4	Difratograma dos aços bifásicos investigados neste trabalho no estado recebido.....	81

Figura 5.5	Comparação entre os valores de dureza dos aços bifásicos no estado como recebido.....	83
Figura 5.6	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP600 no estado como recebido.....	84
Figura 5.7	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP1000 no estado como recebido.....	84
Figura 5.8	Comparação das propriedades mecânicas dos aços DP600 e DP1000 no estado como recebidos.....	85
Figura 5.9	Expoente de encruamento determinado por meio de métodos distintos dos aços DP600 e DP1000 no estado como recebidos.....	86
Figura 5.10	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C.....	88
Figura 5.11	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 350°C.....	88
Figura 5.12	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C.....	88
Figura 5.13	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 550°C.....	89
Figura 5.14	Difratograma do aço DP600 revenido em diferentes temperaturas.....	90
Figura 5.15	Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 250°C.....	91
Figura 5.16	Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 350°C.....	91
Figura 5.17	Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 450°C.....	91
Figura 5.18	Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 550°C.....	92
Figura 5.19	Difratograma do aço DP1000 revenido em diferentes temperaturas.....	92
Figura 5.20	Fotomicrografias (MEV) de um aço bifásico 0,083%C-0,322%Mn tratado intercriticamente a 780°C e revenido em três temperaturas.....	94
Figura 5.21	Fotomicrografias de um aço bifásico 0,15%C-1,9%Mn-0,195%Cr tratado intercriticamente a 755°C por 130s e revenido por 240s em duas temperaturas.....	94
Figura 5.22	Gráficos obtidos pelos ensaios de dureza dos aços bifásicos revenidos em diversas temperaturas.....	96
Figura 5.23	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP600 revenido a 250°C.....	97

Figura 5.24	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP600 revenido a 350°C.....	97
Figura 5.25	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP600 revenido a 450°C.....	98
Figura 5.26	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP600 revenido a 550°C.....	98
Figura 5.27	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP1000 revenido a 250°C.....	98
Figura 5.28	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP1000 revenido a 350°C.....	99
Figura 5.29	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP1000 revenido a 450°C.....	99
Figura 5.30	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP1000 revenido a 550°C.....	99
Figura 5.31	Comparação entre as curvas tensão <i>versus</i> deformação convencionais dos aços revenidos.....	100
Figura 5.32	Comparação das propriedades mecânicas do aço DP600 revenido.....	102
Figura 5.33	Comparação das propriedades mecânicas do aço DP1000 revenido.....	104
Figura 5.34	Expoente de encruamento determinado por meio de métodos distintos dos aços DP600 e DP1000 revenidos em diversas temperaturas.....	107
Figura 5.35	Micrografias do aço bifásico DP600 laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas).....	110
Figura 5.36	Micrografias do aço bifásico DP600 laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas).....	110
Figura 5.37	Micrografias do aço bifásico DP600 laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas).....	110

Figura 5.38	Micrografias do aço bifásico DP600 laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% +5%) - deformação cruzada (ampliações diversas).....	111
Figura 5.39	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas).....	111
Figura 5.40	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas).....	111
Figura 5.41	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas).....	112
Figura 5.42	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas).....	112
Figura 5.43	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas).....	112
Figura 5.44	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas).....	113
Figura 5.45	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas).....	113
Figura 5.46	Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas).....	113
Figura 5.47	Micrografias do aço bifásico DP1000 laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação direta (ampliações diversas).....	115
Figura 5.48	Micrografias do aço bifásico DP1000 laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação cruzada (ampliações diversas).....	115

Figura 5.49	Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação direta (ampliações diversas).....	115
Figura 5.50	Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação cruzada (ampliações diversas).....	116
Figura 5.51	Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação direta (ampliações diversas).....	116
Figura 5.52	Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação cruzada (ampliações diversas).....	116
Figura 5.53	Gráfico obtido pelos ensaios de dureza do aço DP600 laminado.....	117
Figura 5.54	Comparação das propriedades mecânicas do aço DP600 laminado.....	118
Figura 5.55	Gráficos obtidos pelos ensaios de dureza do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	119
Figura 5.56	Comparação das propriedades mecânicas do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	121
Figura 5.57	Gráfico obtido pelos ensaios de dureza do aço DP1000 laminado.....	122
Figura 5.58	Comparação das propriedades mecânicas do aço DP1000 laminado.....	124
Figura 5.59	Gráficos obtidos pelos ensaios de dureza do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	125
Figura 5.60	Comparação das propriedades mecânicas do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	126
Figura 5.61	Expoente de encruamento determinado por meio de métodos distintos do aço DP600 laminado e do aço DP600 revenido e laminado.....	129

Figura 5.62	Expoente de encruamento determinado por meio de métodos distintos do aço DP1000 laminado e do aço DP1000 revenido e laminado.....	131
Figura 5.63	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP600 laminado em dois e três passes.....	132
Figura 5.64	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP1000 revenido a 250°C e laminado.....	133
Figura 5.65	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP1000 laminado em dois passes.....	133
Figura 5.66	Curvas tensão <i>versus</i> deformação do aço DP1000 revenido a 250°C e laminado.....	134



## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Propriedades mecânicas do aço bifásico 0,22%C-0,77%Mn-1,06%Cr tratado intercriticamente e revenido em duas temperaturas.....	47
Tabela 3.2	Propriedades mecânicas do aço bifásico da classe de resistência de 600MPa pré-deformado em diversas condições estudado por Le et al. (2009).....	52
Tabela 4.1	Composição química (% em peso) do aço DP600 empregado no trabalho.....	58
Tabela 4.2	Composição química (% em peso) do aço DP1000 empregado no trabalho.....	58
Tabela 4.3	Condições de revenimento utilizadas no trabalho para os aços DP600 e DP1000.....	62
Tabela 5.1	Fração volumétrica dos constituintes presentes nos aços DP600 e DP1000.....	81
Tabela 5.2	Proporção do constituinte MA em aços bifásicos com distintas composições químicas das classes de resistência de 600MPa e de 980-1000MPa.....	82
Tabela 5.3	Valores de dureza Vickers dos aços DP600 e DP1000 no estado como recebido.....	83
Tabela 5.4	Propriedades mecânicas dos aços bifásicos no estado como recebidos.....	84
Tabela 5.5	Expoente de encruamento dos aços DP600 e DP1000 no estado como recebidos.....	86
Tabela 5.6	Valores de dureza Vickers dos aços DP600 e DP1000 revenidos em diversas temperaturas.....	95
Tabela 5.7	Valores das propriedades mecânicas do aço DP600 revenido.....	102
Tabela 5.8	Valores das propriedades mecânicas do aço DP1000 revenido.....	103

Tabela 5.9	Propriedades mecânicas do aço bifásico 0,22%C-0,77%Mn-1,06%Cr tratado intercriticamente e revenido em duas temperaturas.....	105
Tabela 5.10	Expoente de encruamento do aço DP600 revenido.....	106
Tabela 5.11	Expoente de encruamento do aço DP1000 revenido.....	107
Tabela 5.12	Valores de dureza Vickers do aço DP600 laminado.....	117
Tabela 5.13	Propriedades mecânicas do aço DP600 laminado.....	118
Tabela 5.14	Valores de dureza Vickers do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	119
Tabela 5.15	Propriedades mecânicas do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	120
Tabela 5.16	Valores de dureza Vickers do aço DP1000 laminado.....	122
Tabela 5.17	Propriedades mecânicas do aço DP1000 laminado.....	123
Tabela 5.18	Valores de dureza Vickers do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	124
Tabela 5.19	Propriedades mecânicas do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	125
Tabela 5.20	Expoentes de encruamento do aço DP600 laminado.....	127
Tabela 5.21	Expoentes de encruamento do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	128
Tabela 5.22	Expoentes de encruamento do aço DP1000 laminado.....	130
Tabela 5.23	Expoentes de encruamento do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado.....	130

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A - área da seção transversal do corpo de prova

$A_i$  - área da seção transversal inicial

$A_{u\%}$  - alongamento uniforme percentual

BH – *bake hardening steels*

C – deformação por laminação de forma cruzada

CP – *complex phase steels*

cp – corpo de prova

CR – aço no estado como recebido

D – deformação por laminação de forma direta

$D_{\text{original}}$  – direção original de fabricação da chapa

DP – *dual phase*

e - deformação convencional

F – ferrita

$h_f$  - espessura final após o passe de laminação

$h_i$  - espessura inicial antes do passe de laminação

HV – *hardness Vickers* (dureza Vickers)

IF – *interstitial free steels*

k - coeficiente de resistência

l - comprimento útil do corpo de prova

LE – limite de escoamento

$l_i$  - comprimento útil inicial

LR – limite de resistência

M – martensita

MA – martensita + austenita retida

MEV – microscopia eletrônica de varredura

MO – microscopia óptica

n – expoente de encruamento

$n_{FE}$  - expoente de encruamento obtido pela técnica da formação da estrição

$n_L$  – expoente de encruamento obtido pela técnica de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$  considerando um único estágio

$n_{L1}$  - expoente de encruamento obtido pela técnica de linearização da curva  $\sigma \times \varepsilon$  considerando dois estágios, primeiro estágio

$n_{L2}$  - expoente de encruamento obtido pela técnica de linearização da curva  $\sigma \times \varepsilon$  considerando dois estágios, segundo estágio

P - força aplicada

PB – pré-deformação biaxial

PP – pré-deformação plana

PU – pré-deformação uniaxial

$R^2$  – parâmetro de correlação

T - tensão convencional

TRIP – *transformation induced plasticity steels*

TWIP – *twinning induced plasticity steels*

V – volume

$\Delta l$  - variação do comprimento útil

$\varepsilon$  - deformação real

$\sigma$  - tensão real

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>22</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b>	<b>24</b>
2.1	Objetivo Geral	24
2.2	Objetivos Específicos	24
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>25</b>
3.1	Aços Avançados para a Indústria Automobilística	25
3.2	Microestrutura e Processamento dos Aços Bifásicos	28
3.3	Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos	37
3.4	Deformação nos Aços Bifásicos	47
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>56</b>
4.1	Descrição Geral do Trabalho	56
4.2	Materiais	58
4.3	Corpos de Prova	58
4.4	Tratamentos Térmicos	61
4.5	Deformação por Laminação a Frio	63
4.6	Caracterização Microestrutural dos Materiais	66
4.7	Caracterização Mecânica dos Materiais	70
<b>5</b>	<b>RESULTADOS</b>	<b>78</b>
5.1	Caracterização dos Materiais no Estado como Recebido	78
5.1.1	Caracterização microestrutural dos materiais no estado como recebido	78
5.1.2	Caracterização mecânica dos materiais no estado como recebido	82
5.2	Caracterização dos Materiais Revenidos	87
5.2.1	Caracterização Microestrutural dos Materiais Revenidos	87
5.2.2	Caracterização Mecânica dos Materiais Revenidos	95
5.3	Caracterização dos Materiais Laminados	108
5.3.1	Caracterização microestrutural dos materiais laminados	108
5.3.2	Caracterização mecânica dos materiais laminados	117
5.3.3	Comportamento mecânico dos aços bifásicos deformados em dois estágios	131

<b>6 CONCLUSÕES .....</b>	<b>135</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>137</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Durante as últimas décadas, a indústria automotiva, considerada um dos maiores segmentos de fabricação do mundo, tem centrado esforços no projeto e na produção de componentes de menor peso (LIU et al., 2015). Esse empenho é devido à demanda das agências reguladoras governamentais por veículos mais leves e de menores consumo de combustível e emissão de poluentes, portanto, ambientalmente mais adequados (CHEN & KOC, 2007). Em adição às características citadas, pode ser mencionada a crescente procura por segurança, desempenho e conforto, que vêm impulsionado o desenvolvimento de uma série de trabalhos com o objetivo de buscar novas alternativas de materiais para emprego em veículos automotivos.

Para aplicações nas quais as solicitações atuantes são relativamente elevadas como, por exemplo, os componentes estruturais dos automóveis, grande parte das pesquisas tem sido conduzida no sentido de obter materiais que, dentre outras características, exibam altos níveis de resistência mecânica. Essa propriedade permitiria o emprego de componentes mais finos (portanto mais leves), resistentes e, de acordo com a liga, dúcteis (KNIJF et al., 2014). Para suprir esse mercado, surgiram os chamados aços avançados de alta resistência que, além das características citadas, procuram agregar ainda uma boa capacidade de absorção de energia. No entanto, dependendo da liga, seu custo elevado e complexidade de processamento industrial acabam por limitar suas aplicações (DIEGO-CALDERON et al., 2014).

Dentre as ligas ferrosas citadas, destacam-se os aços bifásicos, também denominados aços *dual phase*. Esses aços apresentam uma notável combinação de resistência mecânica e ductilidade, propriedades consideradas adequadas tanto para a aplicação posterior dos componentes como para sua fabricação, em geral associada a processos de conformação de chapas. Em adição às características citadas, podem ser destacadas ainda resistência à fadiga, boa estampabilidade e boa soldabilidade, além de uma alta capacidade de absorção de energia, que é cerca de 50% maior que os aços dos grupos considerados convencionais (CAI et al., 2014). Essa combinação de propriedades tida como não usual é atribuída à sua microestrutura, complexa e heterogênea, composta geralmente de ilhas de

martensita, de elevada dureza, dispersas em uma matriz ferrítica, macia e dúctil (CHEN et al., 2014).

A microestrutura dos aços bifásicos é uma consequência do processamento termomecânico empregado (KUMAR et al., 2008), sendo o mais aplicado o tratamento intercrítico sem realização de revenimento posterior. No entanto, dentro das etapas produtivas, esses materiais podem sofrer reaquecimento, como na galvanização ou na cura da pintura (SAYED & KHEIRANDISH, 2012). Dessa forma, as ligas bifásicas podem apresentar alterações microestruturais e mecânicas devido à submissão a temperaturas relativamente baixas, que seria equivalente à realização de revenimento. Sendo assim, este tipo de tratamento térmico empregado em aços bifásicos vem sendo investigado, uma vez que pode elevar os níveis de deformação desses metais e pode aumentar a relação resistência mecânica/alongamento, além de minimizar as tensões residuais provenientes do processamento térmico de fabricação (SHI et al., 2014; KUANG et al., 2014; PUSHKAREVA et al., 2013; SAYED & KHEIRANDISH, 2012).

Dento desse contexto, no presente trabalho foram investigados dois aços bifásicos, adquiridos comercialmente, com teores de carbono e manganês distintos e diferentes frações volumétricas de martensita e ferrita. Foram avaliadas as alterações microestruturais e as modificações nas propriedades mecânicas e na capacidade de encruamento desses materiais em decorrência da aplicação de tratamentos térmicos de revenimento e da realização de laminação a frio, com deformação direta e cruzada.



## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de dois aços bifásicos após revenimento em temperaturas diversas e após laminação a frio com magnitudes de deformação distintas, realizadas de forma direta e cruzada.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Avaliar a microestrutura, as propriedades mecânicas e a capacidade de encruamento, por meio do expoente de encruamento, dos aços bifásicos DP600 e DP1000 no estado como recebidos;
- analisar as modificações microestruturais nos dois aços em decorrência do revenimento realizado em diferentes temperaturas;
- verificar os efeitos do revenimento nas propriedades mecânicas e no expoente de encruamento dos dois aços bifásicos;
- observar as eventuais alterações na microestrutura dos materiais no estado como recebidos e após revenimento com a realização da laminação em diferentes magnitudes de deformação, conduzida em dois e três passes, de forma direta e cruzada;
- investigar o comportamento mecânico e as propriedades dos aços bifásicos no estado como recebidos e revenidos após a laminação.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

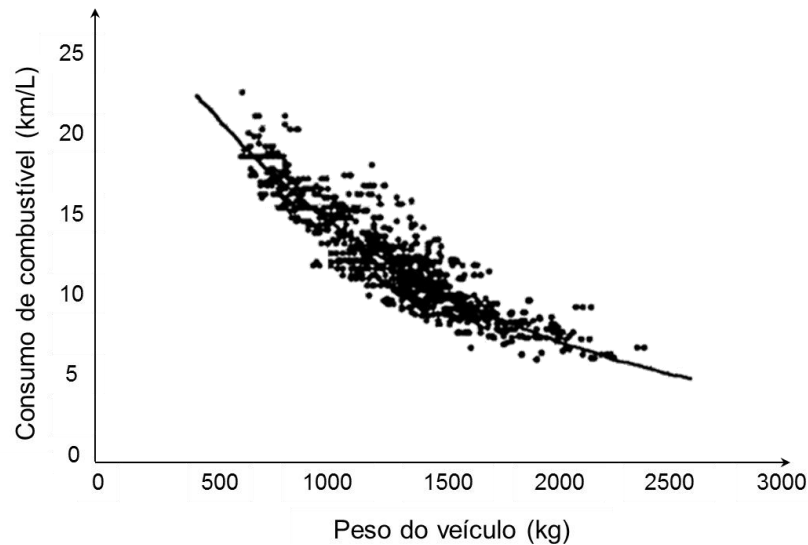
#### 3.1 Aços Avançados para a Indústria Automobilística

No intuito de atender à demanda de componentes fabricados em operações de conformação mecânica, especialmente a partir de chapas, notável progresso vem sendo observado na área de materiais metálicos (COLPAERT, 2008). As chapas possuem como uma das principais características a possibilidade de utilização posterior nas mais variadas aplicações. Essa flexibilidade está associada ao fato de que os produtos planos podem assumir geometrias e dimensões diversas e ainda apresentar uma ampla gama de propriedades, essas últimas a partir da combinação da composição química e da realização de processamento térmico e/ou termomecânico (GORNI, 2009).

Nesse sentido, a indústria automobilística foi um dos segmentos que mais promoveu avanços na fabricação e desempenho dos metais, uma vez que é uma das áreas nas quais esses materiais, especialmente as ligas ferrosas, enfrentam a competição de outros, denominados alternativos (COLPAERT, 2008). Considerando esse aumento na competitividade, o desenvolvimento de componentes estruturais de veículos automotivos tem tido como uma das principais metas a redução de peso (ANTUNES & OLIVEIRA, 2014; CAO et al., 2015). A diminuição no peso médio dos veículos é apontada como essencial para conseguir níveis de consumo de combustíveis mais baixos e, portanto, redução na emissão de poluentes (ANTUNES & OLIVEIRA, 2014). Na Figura 3.1 são exibidos resultados referentes à relação entre o peso de um veículo e o consumo de combustível, na qual pode ser verificado de maneira clara que a redução do primeiro contribui diretamente para a queda do segundo (SENUMA, 2001). Em adição às características mencionadas, a segurança dos passageiros, o custo e a otimização dos processos de fabricação têm funcionado também como incentivos ao desenvolvimento dos materiais metálicos (MAZAHERI et al., 2014b).

Dentro desse contexto, a princípio, ligas de alumínio apareceriam como uma razoável alternativa para a indústria automobilística, uma vez que apresentam densidade reduzida em comparação com outros materiais metálicos. No entanto, o elevado custo e problemas associados à reciclagem tem restringido o emprego desses materiais (CAO et al., 2015).

**Figura 3.1 – Relação entre consumo de combustível e peso de automóveis**



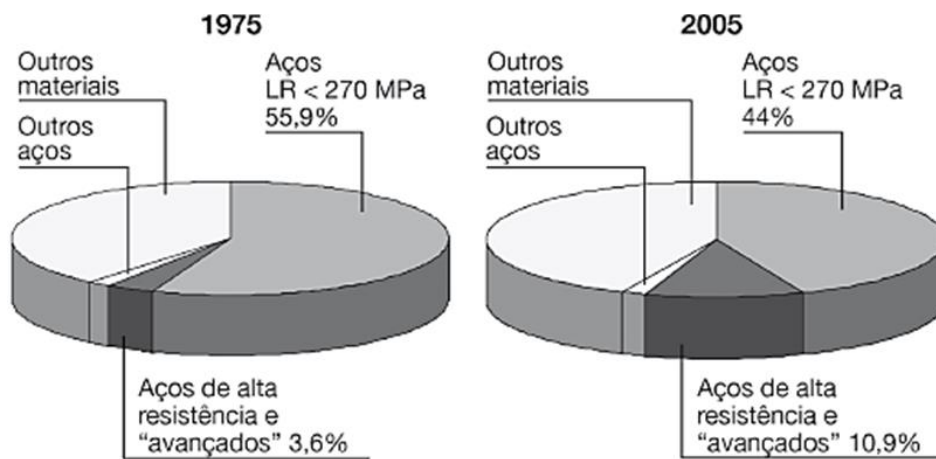
Fonte: SENUMA, 2001 (adaptado).

As ligas ferrosas, por outro lado, especialmente os aços, ainda representam um dos principais materiais metálicos utilizados na fabricação dos componentes dos veículos automotivos. Na Figura 3.2 são mostrados dados da participação em peso de diferentes materiais em um automóvel norte-americano em um intervalo de tempo de 30 anos (COLPAERT, 2008). Percebe-se que o emprego de aço em geral nesse setor se mantém relativamente próximo, fato justificado pelo constante desenvolvimento de ligas com características mais favoráveis, tanto para a fabricação como para a utilização final dos componentes.

De forma a suprir cada vez mais as necessidades mencionadas, têm sido desenvolvidos os aços avançados de alta resistência, elaborados principalmente para operações de conformação mecânica. Esses aços exibem propriedades mecânicas consideradas superiores às dos demais, fato devido às suas estruturas multifásicas, que envolvem a união de fases dúcteis e macias, como a ferrita e a austenita, e constituintes duros, como a martensita e a bainita (BELDE et al., 2015). Diversas ligas compõem esse grupo de materiais ferrosos, como os aços bifásicos ou *dual phase DP* (tema do presente trabalho), os aços com transformação induzida por deformação plástica a frio TRIP (*transformation induced plasticity steels*), os aços caracterizados pela ocorrência de maclação durante a deformação plástica a frio TWIP (*twinning induced plasticity steels*) e os aços de fases complexas CP (*complex fase steels*), dentre outros (HUG et al., 2015; DIEGO-CALDERON et al., 2014). Na Figura 3.3 é apresentada a evolução ao longo dos anos dos aços

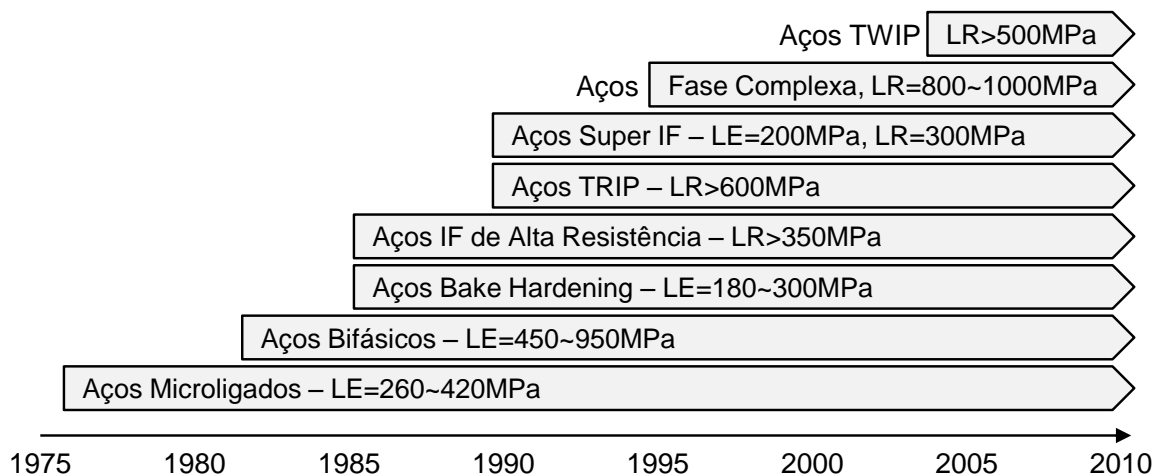
avançados de alta resistência para a indústria automobilística mencionados, acompanhados de informações associadas à resistência mecânica (limite de escoamento LE e limite de resistência LR) (WUPPERMANN, 2007). São exibidas também, para comparação, informações associadas a outros aços considerados avançados utilizados para funções similares, como os aços microligados, os aços livres de intersticiais IF (*interstitial free steels*) e os aços endurecíveis pela cura da pintura BH (*bake hardening steels*).

**Figura 3.2 – Participação em peso de diferentes materiais em um automóvel norte-americano, em 1975 e em 2005**



Fonte: COLPAERT, 2008.

**Figura 3.3 – Evolução dos diversos tipos de aços avançados para a indústria automobilística ao longo das últimas décadas**



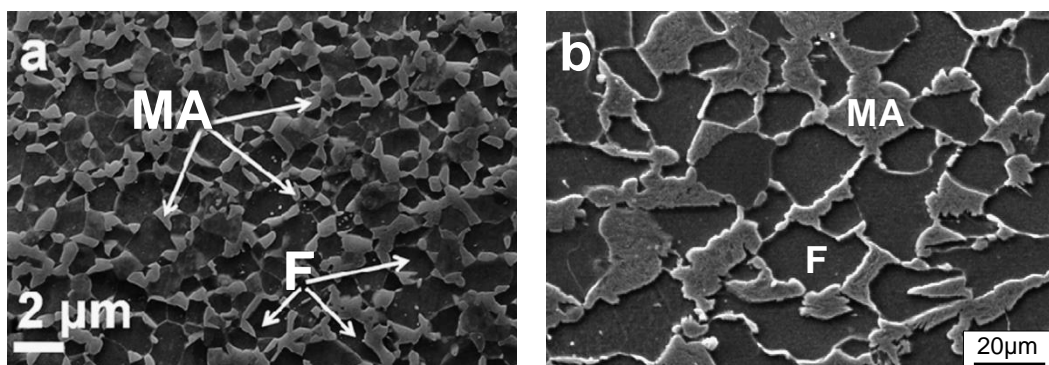
Fonte: WUPPERMANN, 2007 (adaptado).

### 3.2 Microestrutura e Processamento dos Aços Bifásicos

Os aços bifásicos representam um grupo de materiais que, comparados a outras ligas, se destacam por sua favorável combinação de alta resistência mecânica aliada à boa conformabilidade (ZHENG & RAABE, 2013). Tal característica faz com que a aplicação desses metais na indústria automobilística se torne interessante, uma vez que implica em redução de peso, menor consumo de combustível e maior segurança (GHANEI et al., 2013).

Essas propriedades particulares dos aços bifásicos podem ser principalmente atribuídas à sua microestrutura, composta por ilhas de martensita, fase dura, envolta por uma matriz ferrítica, macia e dúctil (CHEN et al., 2014). Contudo, além dessas duas fases tradicionalmente exibidas por esse metal, em função da rota de processamento térmico empregada ou mesmo da composição química da liga, pode ser verificada a presença de outros arranjos, como bainita, austenita e carbonetos (SEYEDREZAI et al., 2014; GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014; HUSEYIN et al., 2010). Em relação à austenita, essa se encontra combinada à martensita, configurando o constituinte MA (martensita + austenita retida). Na Figura 3.4 são apresentados exemplos de microestruturas de aços bifásicos 0,12%C-1,43%Mn e 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr, onde podem ser observados a ferrita (F) e o constituinte MA (PAPA RAO et al., 2013; ABOUEI, et al. 2008).

**Figura 3.4 – Exemplos de microscopia eletrônica de varredura da microestrutura de aços bifásicos 0,12%C-1,43%Mn e 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr - reagente Nital**



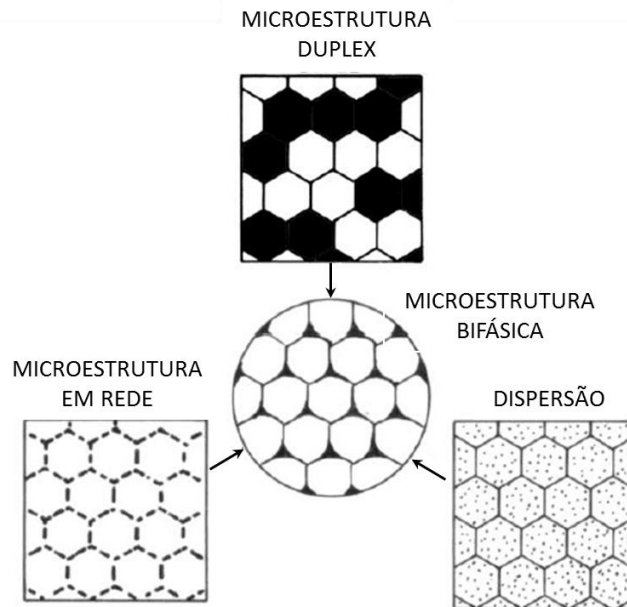
(a) Aço bifásico 0,12%C-1,43%Mn e (b) aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr.

Fonte: PAPA RAO et al., 2013 (adaptado); ABOUEI, et al., 2008 (adaptado).

Segundo Hornbogen (1980 In: GORNI, 2009), a microestrutura dos aços bifásicos seria uma fusão de outras três, oriundas de aços que também têm mais de

uma fase: duplex, dispersão e em rede. Isso porque a microestrutura bifásica apresenta certas distinções topológicas típicas de cada uma dessas morfologias, conforme esquematizado na Figura 3.5. Tem-se nos aços bifásicos, assim como nos duplex, uma razão constante entre o volume de grãos das fases e entre suas frações volumétricas. Quanto à microestrutura em dispersão, o aço bifásico apresenta a mesma característica de ter a segunda fase de elevada dureza isolada pela fase de dureza inferior. Por fim, a semelhança encontrada com a microestrutura em rede é que, em ambas, a segunda fase é localizada nos contornos de grão da fase-matriz (GORNI, 2009).

**Figura 3.5 – Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica**



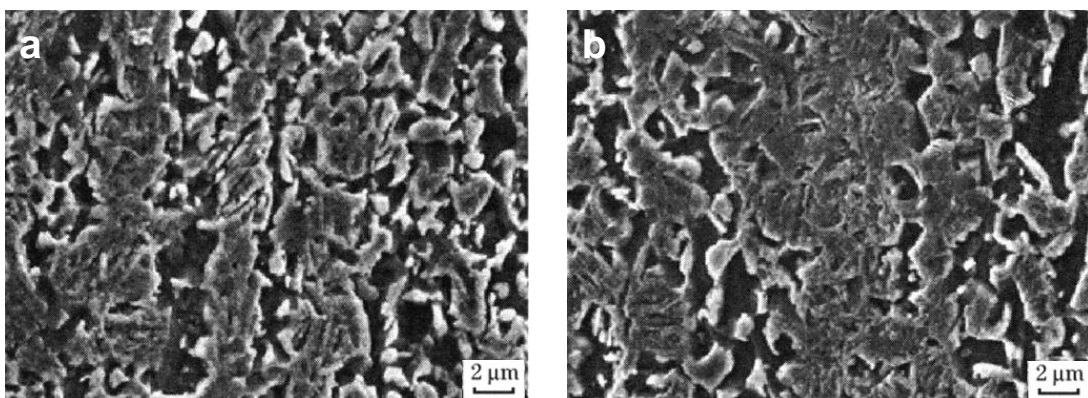
Fonte: GORNI, 2009.

Esse típico arranjo microestrutural dos aços bifásicos é alcançado em função tanto de sua composição química quanto do processamento térmico ou termomecânico empregado. A composição química, especificamente em relação aos elementos microligados, tem grande relevância sobre a estrutura e as propriedades mecânicas desses materiais (KUMAR et al., 2008). São ligas constituídas, basicamente, por carbono, em baixo teor, e manganês, de forma mais proeminente, além de poder haver pequenas adições de outros elementos como cromo, silício, molibdênio, vanádio, nióbio etc. (PAPA RAO et al., 2013). O teor relativamente alto de manganês atua de forma a prevenir o crescimento do grão durante o tratamento intercrítico e para retardar a obtenção do constituinte perlita, essa última

consequência elevando a temperabilidade do material. O cromo e o silício, além de aumentarem a dureza do material, também suprimem a formação da perlita, promovendo a transformação martensítica. Em adição a esse efeito, o silício leva à formação de carbonetos que, no caso da cementita, precipitam nos contornos de grão, promovendo o endurecimento da fase ferrítica e aumentando, portanto, a resistência mecânica da liga. Por fim, esse elemento ainda tende a estabilizar a ferrita (MAZAHERI, 2014a; PAPA RAO et al., 2013). O vanádio e o nióbio podem levar ao desenvolvimento de precipitados finos, de escala nanométrica, que se situam tanto nos contornos de grão quanto no interior da ferrita (PAPA RAO et al., 2013). O molibdênio, assim como o vanádio, atua como agente para elevar a temperabilidade da liga, facilitando a ocorrência da transformação martensítica (FONSECA et al., 2005).

Han et al. (2011) estudaram a influência do elemento molibdênio no comportamento microestrutural de dois aços bifásicos 0,17%C-0,55%Cr-2,00%Mn, sendo um com ausência de Mo e outro com adição desse elemento em quantidade não especificada. Foi observado que a proporção de martensita transformada no aço com molibdênio (69% de fração volumétrica) foi maior do que no material sem molibdênio (64% de fração volumétrica), fato justificado pela elevação da temperabilidade associada a esse elemento de liga. Verifica-se ainda que, quanto à morfologia da martensita, a presença de molibdênio fez com que as ilhas desse constituinte se tornassem mais interconectadas e de dimensões mais elevadas, conforme exibido na Figura 3.6 (HAN et al., 2011).

**Figura 3.6 – Microscopia eletrônica de varredura de aços bifásicos**



(a) Aço bifásico 0,17%C-0,55%Cr-2,00%Mn sem adição de Mo e (b) com adição de Mo.

Fonte: HAN et al., 2011.

Diferentes operações podem ser empregadas para a obtenção da microestrutura característica dos aços bifásicos. No entanto, há uma concordância de que a técnica utilizada deveria gerar certa quantidade de pequenas ilhas de martensita espalhadas de forma homogênea na matriz ferrítica (IDRIS & PRAWOTO, 2012; ZHENG & RAABE, 2013). Essa morfologia é a que corresponderia às melhores propriedades mecânicas associadas aos aços bifásicos. Acredita-se que, em função da dispersão da estrutura martensítica, o acúmulo de tensões durante e após a deformação do material seria evitado. Além disso, esse arranjo estrutural seria responsável pelo impedimento da deformação não homogênea que poderia ocorrer na conformação (TASCA & MACHADO, 2012).

Dessa forma, um dos processos para a fabricação desses materiais envolve a laminação a frio com subsequente recozimento contínuo (Figura 3.7) (MAGNABOSCO & BERGAMO, 2000; ROCHA et al., 2005; ZHENG & RAABE, 2013; PERANIO et al., 2010). Esse tratamento térmico consiste em, a partir da microestrutura inicial de ferrita e perlita, provenientes da laminação a frio (I), reaquecimento até uma temperatura relativa à região do diagrama de fases intercrítica, na qual há a coexistência da ferrita e da austenita (II). O material é mantido por um período de tempo nessa temperatura - encharque (III), a fim de permitir a nucleação e o crescimento da austenita. Em seguida, faz-se um resfriamento lento até o alcance da temperatura de início da têmpera (IV) e, logo após, é conduzido o resfriamento brusco (V), de forma a transformar a austenita em martensita. Posteriormente, tem-se o envelhecimento do material (VI) e, por fim, seu resfriamento ao ar (VII).

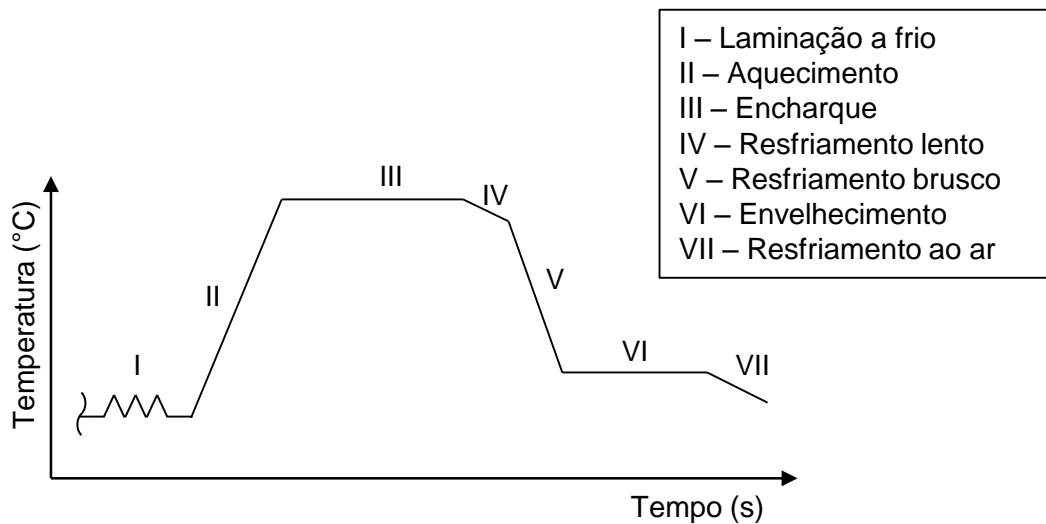
Outro processamento aplicado para a obtenção dos aços bifásicos é o chamado tratamento térmico intercrítico, conforme a Figura 3.8 (MOVAHED et al., 2009). Nesse caso, o material é aquecido até a faixa de temperaturas intercríticas (I), mantido nessa temperatura por um período de tempo (encharque) (II) e resfriado bruscamente (III).

A temperatura alcançada no aquecimento até a região intercrítica é um dos fatores mais relevantes na obtenção da microestrutura bifásica. Diversos estudos observaram que temperaturas intercríticas mais elevadas geram maiores frações volumétricas de martensita ou constituinte MA no material (ZHANG et al., 2015; ZHAO et al., 2014; GHACHERI et al., 2014; MAZACHERI et al., 2014a; PUSHKAREVA et al., 2013; HUSEYIN et al., 2010; MOVAHED et al., 2009). Esse fenômeno está de



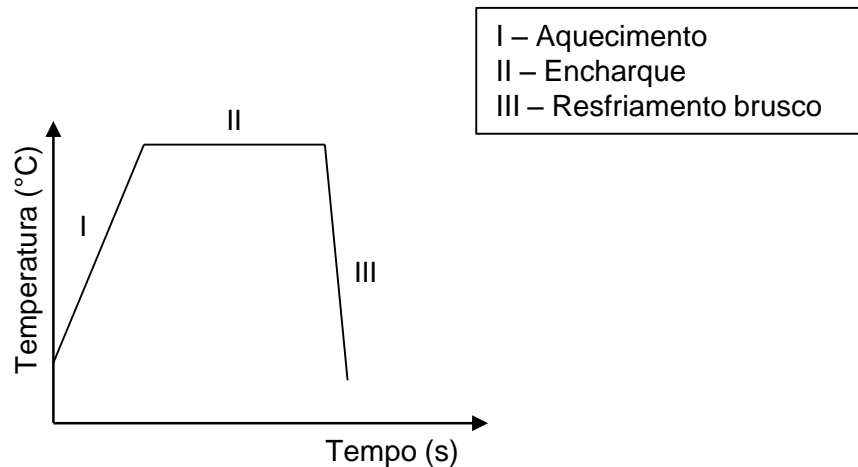
acordo com a regra da alavanca, na qual temperaturas superiores promovem maior formação de austenita que, por sua vez, com o resfriamento brusco, se transformará em uma fração volumétrica de martensita mais elevada (MAZAHERI et al., 2014a).

**Figura 3.7 – Diagrama esquemático do processamento térmico de recozimento contínuo para obtenção de aços bifásicos**



Fonte: ROCHA et al., 2005 (adaptado).

**Figura 3.8 – Diagrama esquemático do processamento térmico intercrítico para obtenção de aços bifásicos**

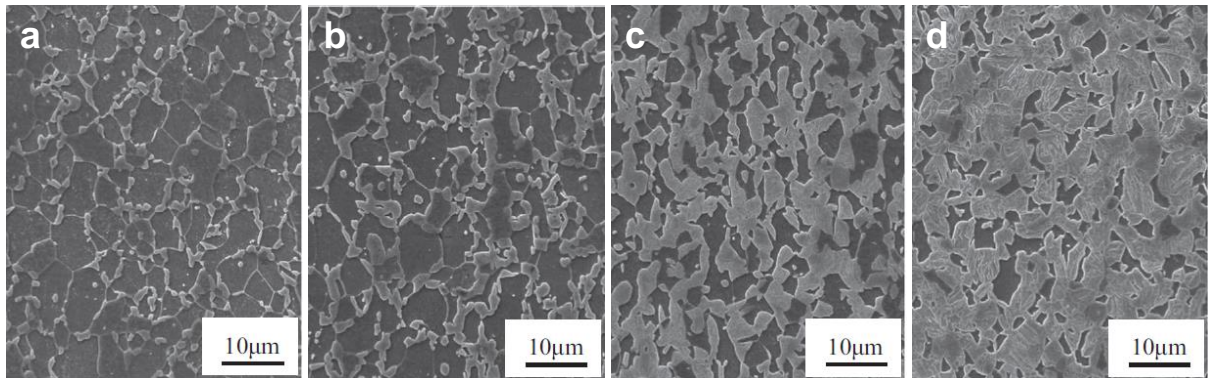


Fonte: Movahed et al., 2009 (adaptado).

Zhang et al. (2015) buscaram avaliar a influência da temperatura intercrítica na microestrutura de um aço bifásico 0,08%C-1,83%Mn-0,18%Cr. Conforme pode ser verificado qualitativamente na Figura 3.9, a fração volumétrica do constituinte MA aumenta com a elevação da temperatura intercrítica, havendo 17,36% para 750°C, 22,94% para 775°C, 53,49% para 800°C e 71,09% para 825°C. Adicionalmente, sua

morfologia é alterada, ou seja, com a elevação da temperatura a estrutura de ilhas isoladas de martensita passa a se apresentar na forma de blocos interligados.

**Figura 3.9 – Imagens obtidas por MEV de um aço bifásico 0,08%C-1,83%Mn-0,18%Cr após processamento com aquecimento intercrítico em diferentes temperaturas**

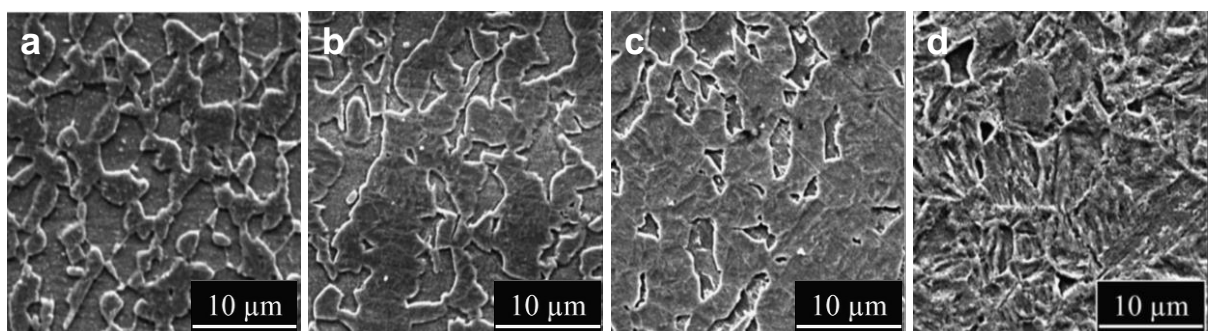


(a) Temperatura intercrítica de 750°C, (b) 775°C, (c) 800°C e (d) 825°C.

Fonte: ZHANG et al., 2015.

De forma análoga, Mazaheri et al. (2014a), investigando um aço bifásico 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr, observaram o mesmo comportamento de aumento da fração volumétrica de estrutura martensítica com a temperatura: 39% para 770°C, 73% para 790°C, 84% para 810°C e 91% para 830°C, conforme as imagens exibidas na Figura 3.10. Adicionalmente, verificaram que o tamanho médio de grão ferrítico reduziu com a elevação da temperatura intercrítica: 2,25μm, 2,13μm, 1,92μm e 1,42μm para as temperaturas de 770°C, 790°C, 810°C e 830°C, respectivamente. Esses resultados foram associados à proporção do constituinte MA: quantidades superiores da fase martensita causariam refinamento dos grãos ferríticos.

**Figura 3.10 – Imagens obtidas por MEV de um aço bifásico 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr após processamento com aquecimento intercrítico em diferentes temperaturas**



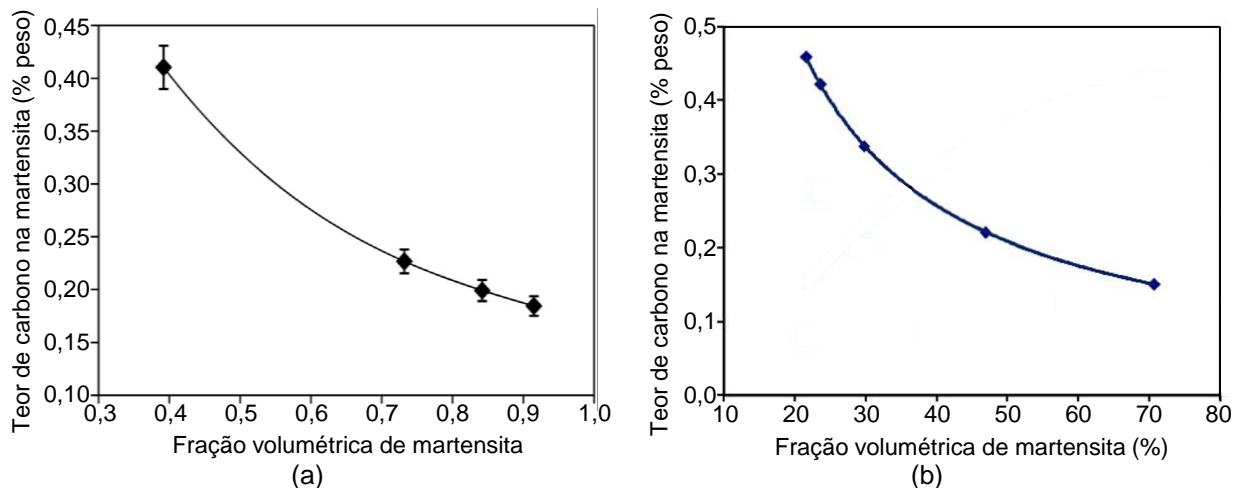
(a) Temperatura intercrítica de 770°C, (b) 790°C, (c) 810°C e (d) 830°C.

Fonte: MAZAHERI et al., 2014a.

Comparando as proporções de martensita obtidas por Zhang et al. (2015) e Mazaheri et al. (2014a), verifica-se que esses últimos encontraram maiores quantidades do constituinte MA para temperaturas intercríticas próximas. Acredita-se que esse fenômeno pode ser atribuído à diferença no teor de carbono de cada aço bifásico investigado. Nesse caso, maiores teores de carbono tanto elevariam a quantidade de austenita formada no aquecimento, em uma mesma temperatura, como aumentariam a temperabilidade do material, facilitando a transformação martensítica.

Em adição aos efeitos na proporção dos constituintes do aço bifásico, a temperatura intercrítica, considerando uma mesma composição química geral da liga, também irá afetar o teor de carbono do constituinte MA. Movahed et al. (2009) e Mazaheri et al. (2014a) avaliaram essa variação e, conforme pode ser verificado na Figura 3.11, os dois estudos evidenciaram a mesma tendência de comportamento, onde a martensita gerada nos aços bifásicos com maior fração volumétrica desta fase é uma martensita com menor teor de carbono. Esse fato pode ser relacionado tanto à maior quantidade de austenita transformada no aquecimento como à maior velocidade de difusão, ambas proporcionadas pela elevação da temperatura.

**Figura 3.11 – Variação do teor de carbono presente na martensita em função da fração volumétrica dessa fase em aços bifásicos**



(a) Aço bifásico 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr e (b) 0,11%C-0,53%Mn-0,03%Cr.

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

Considerando ainda os processos de fabricação de aços bifásicos, embora esses sejam preferencialmente utilizados sem o tratamento térmico de revenimento, algumas práticas produtivas usualmente envolvem etapas nas quais esses materiais

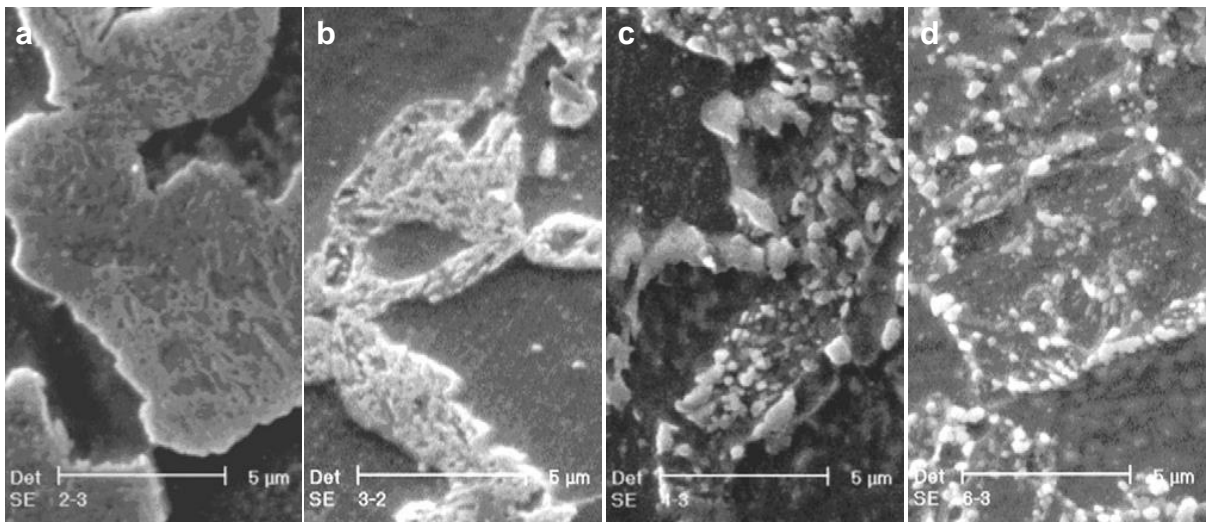
são reaquecidos, como galvanização e cura da pintura (SAYED & KHEIRANDISH, 2012; GUNDUZ, 2009). Dessa forma, o revenimento em aços bifásicos tem sido investigado (KUANG et al., 2014; KAMP et al., 2012; SAYED & KHEIRANDISH, 2012; GUNDUZ, 2009; FANG et al., 2003), uma vez que esse tratamento altera a distribuição de carbono na microestrutura, levando a alterações nas características da ferrita e do constituinte MA (GUNDUZ, 2009). Tais modificações, por sua vez, podem servir para aperfeiçoar a razão resistência mecânica/alongamento dos aços bifásicos tratados intercriticamente ou mesmo ocasionar a degradação de suas propriedades mecânicas e da estampabilidade (SAYED & KHEIRANDISH, 2012; GUNDUZ, 2009).

Segundo Sayed e Kheirandish (2012), as reações que o reaquecimento gera nos aços bifásicos são uma combinação dos efeitos esperados para cada constituinte de forma individual. Nesse sentido, para a ferrita os fenômenos estariam associados ao envelhecimento e para a martensita ao revenimento propriamente dito (MURARI et al., 2009). A princípio, considerando o constituinte MA, com esse tipo de tratamento térmico ocorreria a recuperação de alguns defeitos estruturais, a segregação do carbono para as discordâncias e a formação de carbonetos na martensita, como o  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ ) e o  $\eta$  ( $\text{Fe}_2\text{C}$ ), além da transformação da austenita retida (SAYED & KHEIRANDISH, 2012; MURARI et al., 2009). Na fase ferrita, haveria de modo similar a segregação de carbono para as discordâncias, nesse caso ancorando-as, configurando as atmosferas de Cottrell (MURARI et al., 2009). Analogamente ao que seria observado na martensita, a precipitação de carbonetos seria verificada também na ferrita (SAYED & KHEIRANDISH, 2012). Paralelamente, ocorrem os efeitos sinérgicos, que são devidos às duas fases em conjunto. Dentre esses, tem-se o alívio das tensões residuais e novamente a formação de carbonetos, esses, porém, nas interfaces ferrita/martensita como espécies de cadeias (KAMP et al., 2012; PUSHKAREVA et al., 2013).

Nesse contexto, Sayed e Kheirandish (2012) averiguaram a influência que a temperatura de revenimento exerceria sobre a microestrutura de um aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr, com 31% de martensita inicialmente, submetido a tratamentos térmicos na faixa de 100°C a 600°C e tempo de encharque de 60 minutos. Os autores verificaram que, em geral, o aumento da temperatura de revenimento levou ao desenvolvimento de partículas finas nas superfícies das ilhas de martensita (interfaces constituintes MA/ferrita). Esses contornos, por sua vez,

foram sendo suprimidos, o que conduziu à sua desfragmentação para as temperaturas mais elevadas de tratamento. Esse fenômeno pode ser visualizado na Figura 3.12 e ocorreria em função da difusão de carbono e da formação de carbonetos ao longo de toda microestrutura (SAYED & KHEIRANDISH, 2012). Para temperaturas de revenimento até 200°C (Figura 3.12a), não houve variações significativas na microestrutura do aço bifásico investigado, quando comparado com o mesmo material na condição sem revenimento. Com o aumento da temperatura para 400°C (Figura 3.12b), a estrutura martensítica apresenta consideráveis alterações, evidenciando a ocorrência de uma possível decomposição. Quando o aço bifásico é revenido a 500°C (Figura 3.12c), as superfícies das ilhas de martensita são cobertas por finas partículas esbranquiçadas, devido à precipitação de carbonetos nesse constituinte e da difusão de carbono. Esse processo faz com que os contornos das ilhas sejam suavizados e desfeitos. Para temperaturas de revenimento ainda mais elevadas, 600°C (Figura 3.12d), os pesquisadores identificaram que houve total transformação do constituinte MA em cementita e ferrita.

**Figura 3.12 – Microscopia eletrônica de varredura de um aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr tratado intercriticamente e revenido em diferentes temperaturas**



(a) Revenimento a 200°C, (b) 400°C, (c) 500°C e (d) 600°C.

Fonte: SAYED & KHEIRANDISH, 2012.

De modo similar, Kamp et al. (2012) verificaram os efeitos do revenimento na microestrutura de dois aços bifásicos: um 0,11%C-1,65%Mn-0,58%Cr, da classe de resistência de 800MPa, e outro 0,14%C-2,10%Mn-0,63%Cr, da classe de resistência

de 1000MPa. Para ambos os materiais, foi observada a formação de carbonetos nas tanto na ferrita como na martensita, sendo que o aumento da temperatura de revenimento resultou em maiores quantidades de finos precipitados em ambos os constituintes. Esse acontecimento sugere alterações microestruturais e mecânicas que poderiam ser relacionadas à ancoragem de discordâncias na ferrita e à redução do teor de carbono na martensita, que se tornou supersaturada (KAMP et al., 2012).

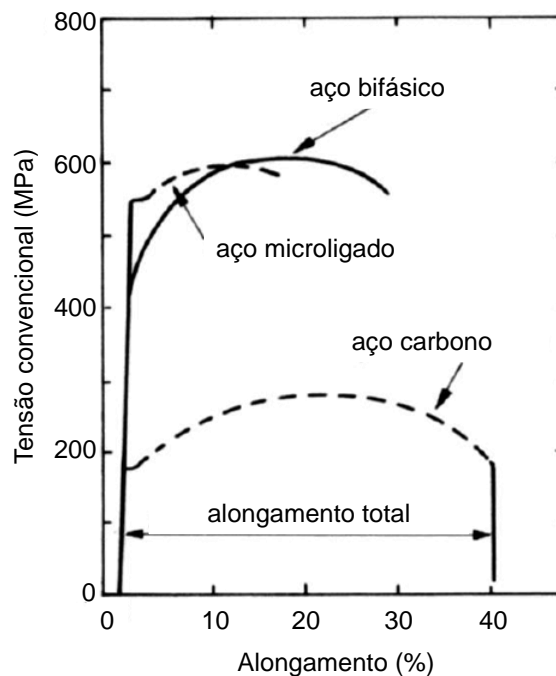
Corroborando os estudos feitos por Kamp et al. (2012) e por Sayed e Kheirandish (2012), Gunduz (2009), analisando dois aços bifásicos originalmente com frações de constituinte MA de 19% e 13% (0,11%C-1,20%Mn e 0,17%C-1,40%Mn, respectivamente) submetidos a revenimento de 100°C a 600°C por 30 minutos, observou similar variação na microestrutura desses aços. Para temperaturas de revenimento de 100°C e 200°C, não foram verificadas modificações significativas na morfologia da martensita. Para 300°C foi notado um início de precipitação de carbonetos, havendo uma redução na tetragonalidade da estrutura martensítica e nos níveis de tensões residuais, além da densidade de discordâncias. Ao atingir 400°C os carbonetos se transformaram em cementita. Acima dessa temperatura de revenimento (500°C e 600°C), verificou-se que a cementita previamente formada coalesceu e esferoidizou. Nesse caso, a concentração de carbono da martensita continuou a decrescer pela difusão desse elemento para a cementita, levando à transformação da primeira em ferrita.

### **3.3 Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos**

O comportamento mecânico exibido pelos aços bifásicos é uma consequência da sua diferenciada microestrutura, caracterizada pela presença de dispersas e duras ilhas de martensita, que promovem a elevada resistência mecânica, e pelos grãos de ferrita que as circundam, fase relativamente macia que fornece o bom alongamento desses materiais (MAZAHERI et al., 2014b). Diversos parâmetros associados ao arranjo estrutural dessas ligas bifásicas influenciam as propriedades, como: a) a morfologia, o tamanho e a proporção dos constituintes presentes; b) a maneira por meio da qual esses se apresentam, ou seja, sua dispersão; c) o teor de carbono no constituinte MA e d) a presença e quantidade de austenita retida; entre outros (KUZIAK et al., 2008).

Como forma de comparar os aços bifásicos com aços carbono e aços microligados, na Figura 3.13 são mostradas curvas de tensão *versus* deformação convencionais obtidas em ensaios de tração desses materiais (ASM HANDBOOK, 2004). Verifica-se que o aço bifásico em questão exibe níveis de tensão próximos ou até mais elevados em comparação com aqueles do aço microligado. Em relação à capacidade de deformação, ainda que inferior à do aço carbono, essa propriedade do aço bifásico também é superior aos resultados exibidos pelo aço microligado.

**Figura 3.13 – Comparação entre as curvas tensão *versus* deformação convencionais obtidas em ensaios de tração de aços carbono, microligado e bifásico**

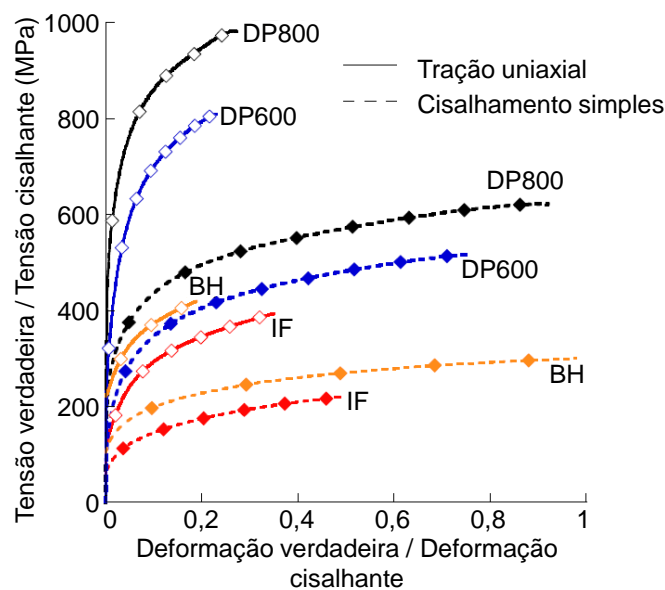


Fonte: ASM HANDBOOK, 2004.

Na Figura 3.14 são exibidas curvas tensão *versus* deformação verdadeiras determinadas por meio de ensaios de tração e de cisalhamento de dois aços bifásicos das classes de resistência de 600MPa e de 800MPa (DP600 e DP800, respectivamente) e dois outros aços usualmente empregados na indústria automobilística, um aço livre de intersticiais IF e um aço endurecível pela cura da pintura BH (NESTEROVA et al., 2015). Observam-se para os dois tipos de carregamento respostas relativamente similares. Em ambas as situações, os aços bifásicos apresentaram resistência mecânica muito superior aos demais, sem prejuízo significativo na capacidade de deformação.

Segundo Rocha et al. (2005), os níveis de resistência mecânica atingidos pelos aços bifásicos, que caracterizam as chamadas classes de resistência, irão depender principalmente da fração volumétrica de martensita na microestrutura. Como exemplo, é mencionado o aço DP600, contendo entre 10% e 20% de martensita e exibindo limite de resistência de 600MPa e limite de escoamento entre 300MPa e 400MPa.

**Figura 3.14 – Comparação entre as curvas tensão *versus* deformação verdadeiras obtidas em ensaios de tração e de cisalhamento de aços bifásicos das classes de resistência de 600MPa e de 800MPa e de aços IF e BH**



Fonte: NESTEROVA et al., 2015 (traduzido).

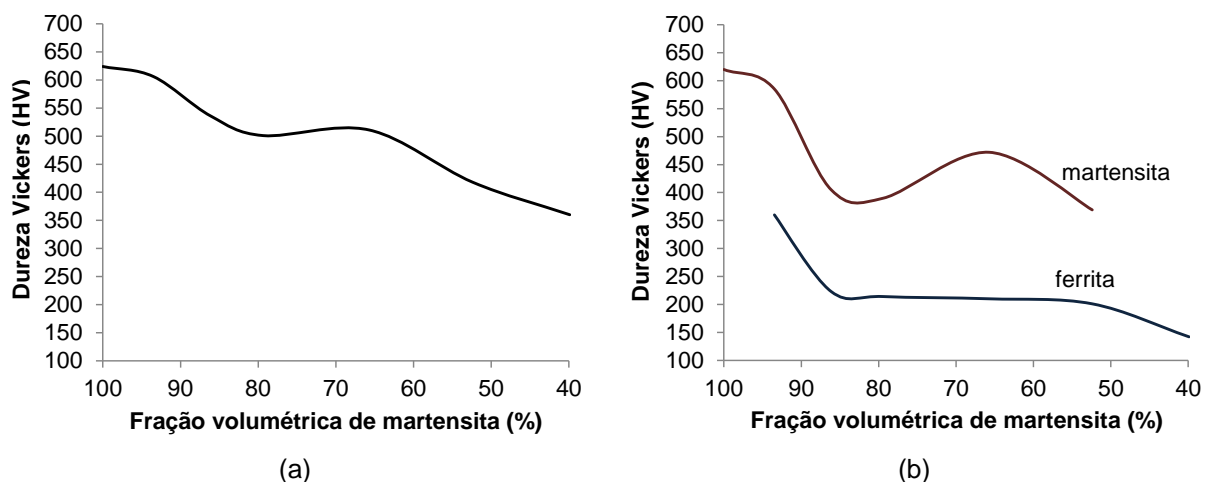
Considerando a dureza como um indicativo da resistência mecânica, há modelos associados ao comportamento dos aços bifásicos que indicam uma relação linear direta entre essas propriedades e a proporção de martensita no material (DAVIES, 1979). No entanto, seguindo essa abordagem, a dureza das fases ferrita e martensita deveria manter-se constante mesmo com a alteração da fração volumétrica de cada uma, considerando uma mesma composição química da liga metálica. Por outro lado, há trabalhos que evidenciam a alteração das propriedades das fases com sua morfologia, continuidade, composição química e níveis de tensões residuais oriundas da transformação martensítica (FEREIDUNI & GHASEMI BANADKOUKI, 2013). Dessa forma, Fereiduni e Ghasemi Banadkouki (2013) afirmam que a resistência mecânica e a dureza de aços bifásicos contendo ferrita e martensita não são unicamente relacionadas à proporção desses microconstituintes,



mas também a outras variáveis, como: tamanho de grão austenítico prévio à transformação de fases, a morfologia e a distribuição da martensita e a natureza e a proporção de ferrita.

Na Figura 3.15 são mostrados resultados referentes a um estudo desenvolvido com um aço bifásico 0,384%C-0,673%Mn-0,971%Cr com diferentes proporções de martensita (FEREIDUNI & GHASEMI BANADKOUKI, 2013). Nesse caso, em contraste com as operações descritas nas Figuras 3.7 e 3.8, a fabricação do material envolveu: I) aquecimento com transformação completa da liga em austenita; II) resfriamento e encharque na região intercrítica para transformação parcial da austenita em ferrita e III) resfriamento brusco, para formação da martensita a partir da austenita remanescente. Verifica-se que, apesar da evidente tendência de queda da dureza com a redução da fração volumétrica de martensita, a relação obtida não foi linear (Figura 3.15a). Em adição a esse fato, observa-se que com a elevação da proporção dessa fase, a dureza individualmente da ferrita foi aumentada (Figura 3.15b). No entanto, para o caso da martensita, não foi verificado um comportamento único, ou seja, a elevação da proporção desse constituinte inicialmente coincidiu com o aumento da sua dureza, seguido de queda e depois novamente aumento. Esse comportamento, considerado incomum, foi relacionado à interação da martensita com a ferrita e com a variação do mecanismo de partição ou difusão de carbono na austenita (FEREIDUNI & GHASEMI BANADKOUKI, 2013).

**Figura 3.15 – Variação do valor de dureza em função da fração volumétrica de martensita**

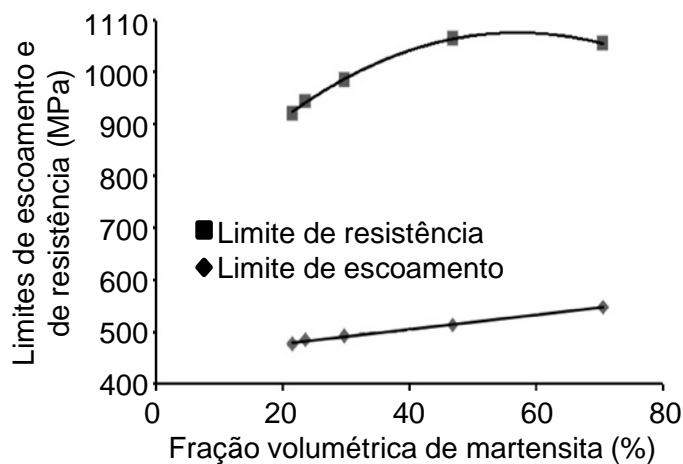


(a) Dureza média do aço e (b) dureza das fases ferrita e martensita.

Fonte: FEREIDUNI & GHASEMI BANADKOUKI, 2013 (adaptado).

Similarmente aos resultados exibidos na Figura 3.15, Movahed et al. (2013) constataram comportamento não linear em relação à fração volumétrica de martensita para a resistência mecânica de um aço bifásico 0,11%C-0,53%Mn-0,03%Cr, conforme a Figura 3.16. Para o limite de escoamento foi observado o aumento dos valores com a quantidade de martensita. Entretanto, para o limite de resistência há uma elevação nos resultados até atingir 50% de constituinte MA, sendo que para proporções superiores a essa é verificada uma queda. Dessa forma, dentro da relação entre a quantidade de martensita e a resistência mecânica da liga, dois fenômenos foram indicados: 1) o aumento da fração volumétrica de martensita eleva a resistência mecânica desses aços devido à maior proporção de fase dura e 2) o teor de carbono na fase martensita decresce com a elevação da proporção de constituinte MA gerado, o que é determinante para a redução da resistência da martensita.

**Figura 3.16 – Efeito da fração volumétrica na resistência mecânica de um aço bifásico 0,11%C-0,53%Mn-0,03%Cr**

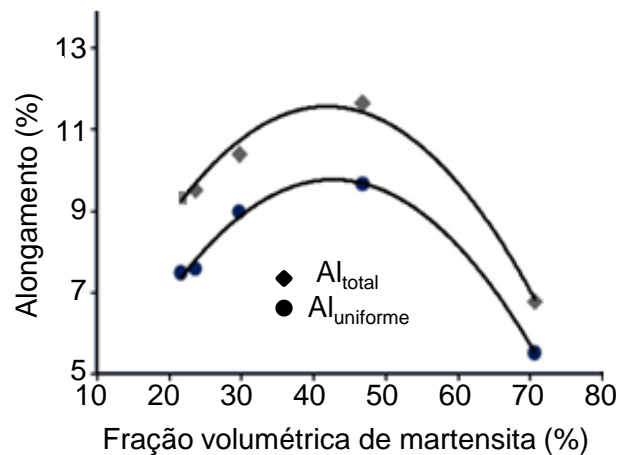


Fonte: MOVAHED et al., 2009 (traduzido).

Considerando a ductilidade dos aços bifásicos, essa propriedade usualmente segue tendência contrária à da resistência mecânica, ou seja, o aumento da quantidade da fase dura faz com que a ductilidade diminua (HAYAT & UZUN, 2011; KUMAR et al., 2008). No entanto, de maneira análoga às propriedades mencionadas anteriormente, essa variação nem sempre é observada de forma linear (MOVAHED et al., 2009; KUMAR et al., 2008). Na Figura 3.17 são exibidos resultados obtidos por Movahed et al. (2009) para o mesmo aço e condições mostradas na Figura 3.16. A alternância entre elevação e queda dos alongamentos total e uniforme foi

novamente justificada pela redução do teor de carbono na martensita com a elevação na sua fração volumétrica, o que tornaria esta fase mais dúctil. Foi observado ainda que o alongamento atingiu o seu máximo quando se tem a proporção de 50% de cada constituinte. De acordo com Byun e Kim (1993), que analisaram os níveis de tensões internas em ligas bifásicas, quando há 50% de constituinte MA, as tensões internas médias nesses materiais são nulas. Esse fenômeno explicaria a maior ductilidade para essa proporção, sendo que a presença de tensões residuais ainda ocasionaria certo endurecimento, como verificado na Figura 3.16. Tal propensão não linear no desempenho desses aços também foi observada por Kumar et al. (2008) e Joarder et al. (1990).

**Figura 3.17 – Efeito da fração volumétrica de martensita no alongamento de um aço bifásico 0,11%C-0,53%Mn-0,03%Cr**



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

Para Fereiduni e Ghasemi Banadkouki (2013) a relativa maciez da fase ferrita seria a grande responsável pela ductilidade dos aços bifásicos, podendo ainda alterar a dureza dessas ligas com o aumento de sua fração volumétrica. Nesse caso, essa alteração dar-se-ia no sentido de elevar ou reduzir a dureza, visto que uma maior presença de ferrita proporcionaria uma martensita com teor de carbono mais elevado. Acrescido a isso, além da proporção de constituinte MA, o tamanho de grão ferrítico também influencia a conformabilidade desses aços (HONG & LEE, 2002).

Em adição à favorável combinação de resistência mecânica e ductilidade, outra característica geralmente associada aos aços bifásicos é a ausência de escoamento descontínuo. Nas Figuras 3.13 e 3.14, analisadas anteriormente, esse fenômeno pode ser observado. A inexistência de patamar de escoamento é atribuída à alta

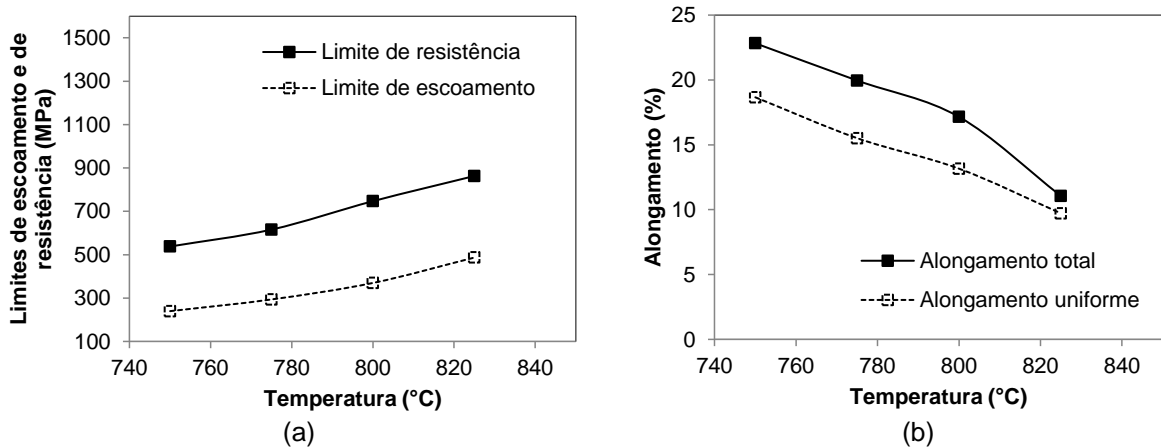
densidade de discordâncias móveis presentes na interface ferrita/martensita e na própria ferrita, geradas pela expansão volumétrica que ocorre com a transformação da austenita em martensita durante o processamento (ZHANG et al., 2015; SEYEDREZAI et al., 2014; MALEQUE et al., 2004). A ocorrência de discordâncias móveis faz com que não seja necessária a aplicação de níveis de tensão superiores para o desbloqueio seguidos de valores de tensão inferiores para a movimentação, uma vez que essas discordâncias não se encontram ancoradas pelos átomos de soluto (DIETER, 1976). Dessa maneira, as discordâncias começam sua movimentação nos estágios iniciais da deformação plástica possibilitando o escoamento contínuo (KUMAR et al., 2008; FONSECA et al., 2005). Uma das vantagens da ausência do escoamento descontínuo exibido pelos aços bifásicos é a obtenção de um produto com melhor acabamento superficial, uma vez que não são desenvolvidas bandas de Lüders durante a deformação plástica (PIERMAN et al., 2014). Dessa forma, não se tornam necessárias etapas de acabamento dos componentes subsequentes à estampagem.

Uma vez que as propriedades mecânicas dos aços bifásicos dependem de seu arranjo estrutural como um todo, os fatores de influência na microestrutura se tornam fundamentais, como a temperatura e o tempo de tratamento intercrítico, a taxa de resfriamento e eventuais processamentos posteriores, dentre outros. Nesse sentido, os efeitos dos parâmetros de tratamento térmico no comportamento mecânico dos aços bifásicos vêm sendo intensamente investigados (ZHANG et al., 2015; MAZAHARI et al., 2014a e 2014b; FERREIDUNI & GHASEMI BANADKOUKI, 2013; HAYAT & UZUN, 2011; MOVAHED et al., 2009; ADAMCZYK & GRAJCAR, 2007; KUANG et al., 2014; PUSHKAREVA et al., 2013, SAYED & KHEIRANDISH, 2012; KAMP et al., 2012; LEE et al., 2004).

Nas Figuras 3.18 e 3.19 são mostrados exemplos da influência da temperatura de aquecimento no tratamento intercrítico nas propriedades de dois aços bifásicos 0,08%C-1,83%Mn-0,18%Cr e 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr, cuja avaliação da microestrutura foi previamente realizada na análise das Figuras 3.9 e 3.10 (ZHANG et al., 2015; MAZAHARI et al., 2014a). Observa-se que, em geral, a elevação dessa variável para ambos os materiais leva ao aumento dos limites de escoamento e de resistência e à redução dos alongamentos uniforme e total. Percebe-se ainda que a temperatura intercrítica altera essas propriedades em magnitudes distintas. No caso do aço 0,08%C-1,83%Mn-0,18%Cr os efeitos do parâmetro de tratamento térmico

nas propriedades mecânicas são graduais. Para o aço 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr, por outro lado, verifica-se uma modificação acentuada de comportamento ao passar da temperatura intercrítica de 770°C para a temperatura de 790°C. Esses resultados foram associados à microestrutura do material, para a qual foi observada a variação da fração volumétrica de martensita de 39% para 73% nessa faixa de temperaturas. Para as demais condições de processamento, as diferenças observadas na proporção dos constituintes foram mais suaves.

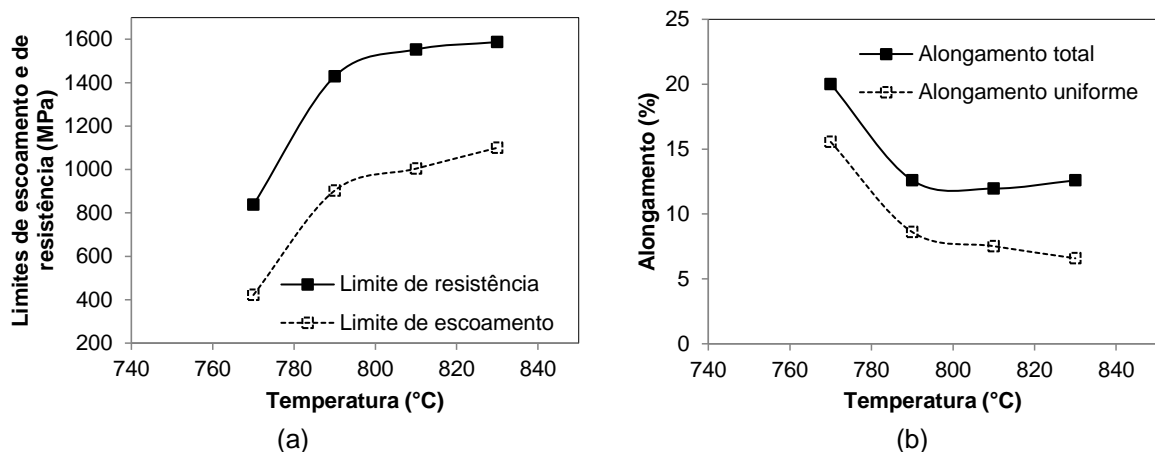
**Figura 3.18 – Variação das propriedades mecânicas de um aço bifásico 0,08%C-1,83%Mn-0,18%Cr com a temperatura intercrítica de tratamento térmico**



(a) Limites de resistência e de escoamento e (b) alongamentos total e uniforme.

Fonte: ZHANG et al., 2015 (adaptado).

**Figura 3.19 – Variação das propriedades mecânicas de um aço bifásico 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr com a temperatura intercrítica de tratamento térmico**

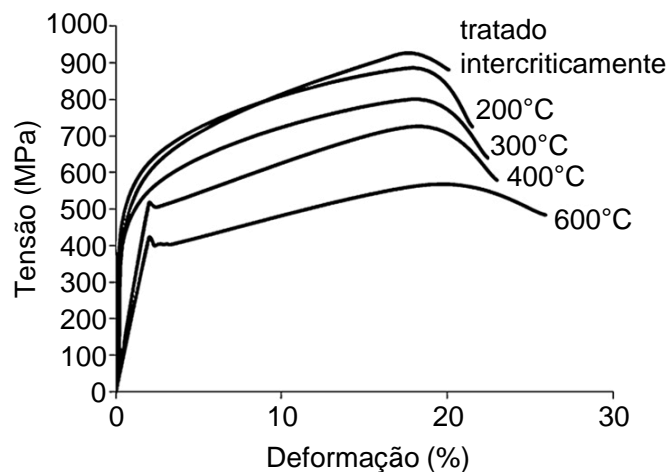


(a) Limites de resistência e de escoamento e (b) alongamentos total e uniforme.

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

Considerando a realização de operações posteriores à obtenção da estrutura bifásica, nesse caso o revenimento, como exemplo dos efeitos dos parâmetros de tratamento no comportamento mecânico do material, pode ser mencionado o trabalho realizado por Sayed e Kheirandish (2012), cuja microestrutura foi descrita no item anterior (Figura 3.12). Na Figura 3.20 são apresentadas as curvas de tensão *versus* deformação do aço 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr tratado intercriticamente e revenido em temperaturas diversas. Em geral, observa-se a redução nos níveis de tensão com a elevação da temperatura de revenimento. Em adição a esse fenômeno, é possível verificar que o escoamento do material permanece contínuo até a temperatura de 300°C, acima da qual é exibida a ocorrência de patamar de escoamento, evidenciando o envelhecimento do aço bifásico. O reaparecimento do escoamento descontínuo somente para algumas condições foi justificado em função da ocorrência de difusão de curto e de longo alcance dos átomos de carbono. Esses átomos, apesar de não estarem presentes em teores suficientemente elevados para ancorar as discordâncias na ferrita em determinadas condições, quando submetidos a temperaturas de revenimento mais elevadas (400°C e 600°C) compensaram essa ineficiência por meio da difusão de longo alcance. Ou seja, para essas temperaturas os átomos presentes nas interfaces ferrita/martensita e também na fase martensítica foram capazes de migrar e ancorar as discordâncias inicialmente móveis na ferrita.

**Figura 3.20 – Curvas tensão *versus* deformação convencionais do aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr tratado intercriticamente e revenido a 200°C, 300°C, 400°C e 600°C**

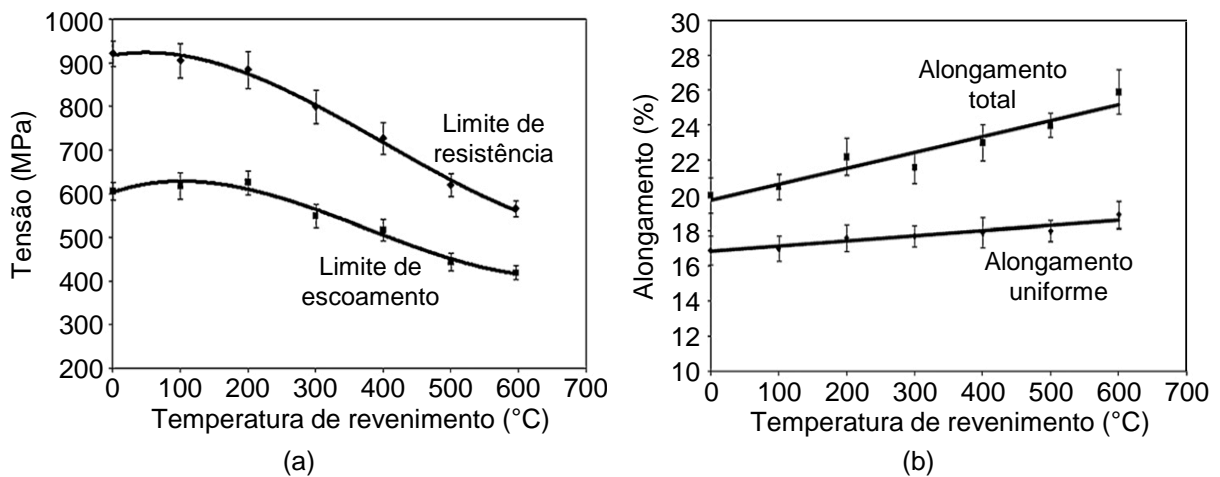


Fonte: SAYED & KHEIRANDISH, 2012 (traduzido).

Nas Figuras 3.21 e 3.22 são mostradas as propriedades mecânicas do aço bifásico mencionado na figura anterior em função da temperatura de revenimento,

assim como a dureza de cada um dos constituintes nas mesmas condições (SAYED & KHEIRANDISH, 2012). Verifica-se que os limites de resistência e de escoamento são reduzidos com a elevação da temperatura, oposto do que é observado para os alongamentos uniforme e total. Esse comportamento foi associado à difusão do carbono presente na martensita, migrando para a ferrita e/ou formando carbonetos, fenômeno cuja magnitude aumenta com a temperatura. Conseqüentemente, devido à redução do teor de carbono, a dureza da martensita revenida é reduzida e a sua ductilidade se eleva, afetando assim o comportamento médio do material.

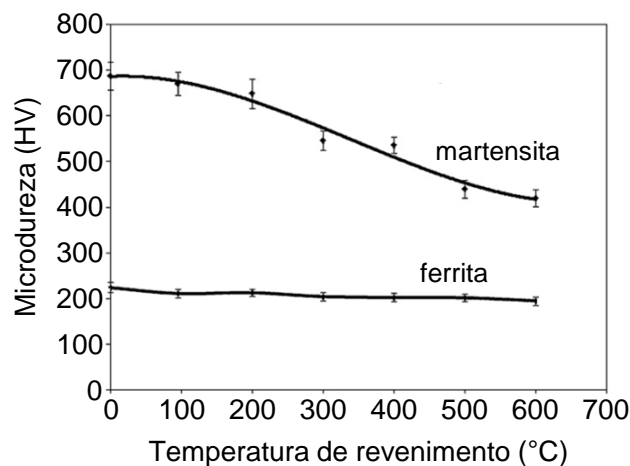
**Figura 3.21 – Efeito da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas do aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr revenido em diferentes temperaturas**



(a) Variação dos limites de resistência e de escoamento em função da temperatura de revenimento e (b) variação dos alongamentos total e uniforme com a temperatura de revenimento.

Fonte: SAYED & KHEIRANDISH, 2012 (traduzido).

**Figura 3.22 – Efeito da temperatura de revenimento na dureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr**



Fonte: SAYED & KHEIRANDISH, 2012 (traduzido).

Lee et al. (2004), em um trabalho realizado com um aço bifásico 0,22%C-0,77%Mn-1,06%Cr tratado intercriticamente e submetido a revenimento com temperaturas de 350°C e 600°C por uma hora, constataram comportamento mecânico similar àquele verificado nas Figuras 3.21 e 3.22, conforme é exibido na Tabela 3.1. Foi observada a redução no limite de resistência e o aumento no alongamento, concomitantemente com a diminuição e manutenção da dureza da martensita e da ferrita, respectivamente. Esses resultados foram relacionados à decomposição das ripas de martensita e precipitação dos carbonetos.

**Tabela 3.1 – Propriedades mecânicas do aço bifásico 0,22%C-0,77%Mn-1,06%Cr tratado intercriticamente e revenido em duas temperaturas**

Condição	Dureza Vickers (HV)		Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (%)
	Martensita	Ferrita			
Tratado Intercriticamente	640	175	660	1056	12
Revenido a 350°C	509	177	500	935	15
Revenido a 600°C	303	170	420	636	26

Fonte: LEE et al., 2004 (adaptado).

### 3.4 Deformação nos Aços Bifásicos

A deformação ocorrida nos aços bifásicos pode ser considerada distinta e ligeiramente mais complexa que a de outras ligas metálicas. Isso porque seu arranjo estrutural composto por constituintes com características diversas faz com que a transferência de esforços aplicados sobre esses materiais não ocorra de forma homogênea ao longo de toda a microestrutura.

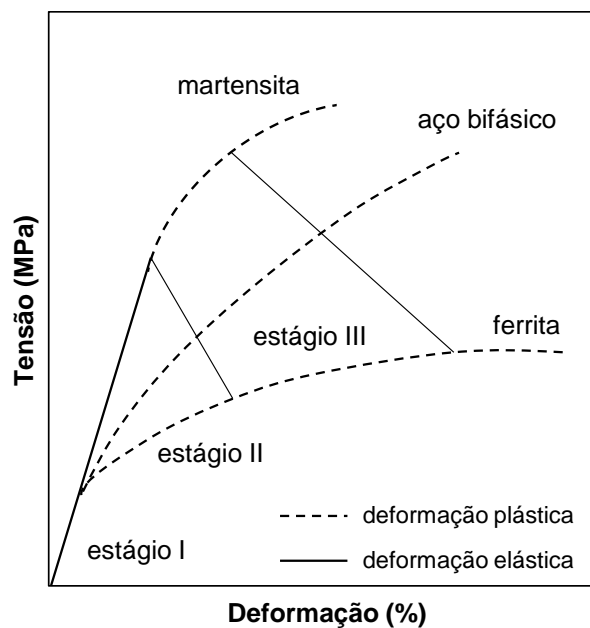
Segundo Ghassemi-Armaki et al. (2014), deformação dos aços bifásicos começaria com o regime elástico, seguido do regime plástico, sendo este inicialmente com escoamento contínuo e alta taxa de encruamento e posteriormente com encruamento em níveis menos acentuados, até o alcance do limite de resistência, com formação da estrição e fratura do material. Entretanto, o momento exato de transição de comportamento ainda não é bem esclarecido, uma vez que depende da composição química da liga, da fração volumétrica de cada constituinte, dos tamanhos e da morfologia dos grãos, bem como da distribuição das fases.



Contudo, é aceito que o início do escoamento desses aços está associado com o começo da deformação plástica da ferrita (GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014; SEYEDREZAI et al., 2014; HAN et al., 2011).

Para Mazinani e Poole (2007), a deformação como um todo nas ligas bifásicas irá ocorrer em função tanto das propriedades dos microconstituintes como da distribuição dos esforços entre as fases presentes. Tomando por base esse último fato, Han et al. (2011) consideraram que a curva tensão *versus* deformação de aços bifásicos poderia ser dividida em três estágios, cada um com mecanismos específicos de deformação, conforme exibido na Figura 3.23. Nesse caso, esses estágios poderiam ser descritos da seguinte maneira: 1) as fases ferrita e martensita se deformariam elasticamente; 2) a ferrita entraria no regime plástico, enquanto a martensita permaneceria no regime elástico e 3) as duas fases se deformariam plasticamente.

**Figura 3.23 – Modelo proposto para a deformação de aços bifásicos relacionado com o comportamento individual dos constituintes**



Fonte: HAN et al., 2011 (adaptado).

Dessa forma, inicialmente no regime elástico não há a transferência dos esforços atuantes na ferrita para a martensita, uma vez que o módulo de elasticidade das duas são os mesmos (MAZINANI & POOLE, 2007). Portanto, o início do escoamento é controlado pela ferrita. Nesse caso, os níveis de tensão de escoamento na ferrita dependerão também dos efeitos que a transformação

martensítica promoveu na mesma durante a fabricação. Por fim, após haver o escoamento da ferrita, o material como um todo entra em um momento de transição de comportamento considerado complexo, no qual ocorre a propagação dessa deformação. Então, o carregamento é transferido para a segunda fase não deformada, sendo no caso, a martensita, que inicia seu escoamento, caracterizando o terceiro estágio. Nesse estágio, devido à morfologia da martensita, a princípio, a deformação ocorre em porções específicas e não nessa fase como um todo (HAN et al., 2011). A matriz ferrítica, por outro lado, se deforma massivamente. Após uma certa magnitude de deformação plástica, a incompatibilidade entre as duas fases causa concentração de tensão e a fase martensita passa a se deformar como um todo, aumentando a interação entre esses microconstituintes.

A existência de diferentes estágios na deformação dos aços bifásicos influencia de forma direta sua taxa de encruamento. Materiais com elevada capacidade de encruamento podem ser deformados até magnitude superiores antes de atingir a instabilidade plástica, dando início à estrição. Sendo assim, para processos de fabricação que envolvam deformação plástica, ligas metálicas com esse comportamento são mais atrativas (MAZAHERI et al., 2014a e 2014b; MOVAHED et al., 2009). Dentro desse contexto, destaca-se como outra característica relevante dos aços bifásicos a “relativamente” alta taxa de encruamento (MAZAHERI et al., 2014a; MALEQUE et al., 2004; HONG & LEE, 2002).

Conforme Mazaheri et al. (2014a), a elevada capacidade de encruamento em aços bifásicos é atribuída a três fatores: 1) as tensões residuais geradas pelo resfriamento brusco durante seu processamento são aliviadas pela deformação plástica; 2) o aumento da densidade de discordâncias na matriz ferrítica também ajuda no encruamento do material e 3) a incompatibilidade plástica entre as duas fases (ferrita e martensita) leva à formação de tensões residuais na ferrita. Dessa forma, a elevada taxa de encruamento das ligas bifásicas está associada às interações realizadas entre as discordâncias móveis da ferrita com o emaranhado de discordâncias formado na porção deformada plasticamente ao redor da martensita (GORNI & BRANCHINI, 1989). De forma geral, o material com maior capacidade de encruamento consegue distribuir melhor e mais uniformemente a deformação sobre a microestrutura durante a conformação, o que atrasa o surgimento da estrição e leva a um maior alongamento uniforme (FONSECA et al., 2005).

Em adição às características mencionadas anteriormente, os aços bifásicos podem apresentar ainda mais de uma etapa de encruamento, ou seja, podem ser observados comportamentos distintos ao longo da deformação. Essa disparidade no encruamento está relacionada ao processo de deformação desses materiais que, como comentado, se dá em três estágios distintos (MAZAHERI et al., 2014a e 2014b; MAZINANI & POOLE, 2007). Segundo Lian et al. (1991), quando se tem apenas um único comportamento em termos de encruamento é porque a deformação plástica no material ocorre em apenas um estágio, no qual a ferrita se deforma plasticamente e a martensita elasticamente (estágio II da Figura 3.23). Quando mais de um comportamento é verificado é porque a deformação plástica se dá em dois estágios, sendo que no primeiro a martensita se deforma elasticamente e a ferrita plasticamente (estágio II da Figura 3.23), enquanto que no segundo tanto a ferrita como a martensita se deformam plasticamente (estágio III da Figura 3.23).

Alguns trabalhos analisaram essa ocorrência de duas etapas de encruamento nos aços bifásicos (MAZAHERI et al., 2014a e 2014b; MOVAHED et al., 2009). Nos estudos realizados por Mazaheri et al. (2014a), foi verificada a relação entre esse fenômeno e a fração volumétrica de martensita. Seus resultados mostraram que em um primeiro momento, o aumento da proporção da fase dura praticamente não alterou a capacidade de encruamento do material. Por outro lado, em uma segunda etapa, com a continuidade da deformação, a elevação na proporção do constituinte MA levou à diminuição da capacidade de encruamento. Tal fato pode ser explicado em função da plasticidade da martensita, que é beneficiada quando sua resistência é reduzida, seja pela diminuição do teor de carbono contido ou por meio de tratamentos térmicos de revenimento (MAZINANI & POOLE, 2007). Acrescido a isso, a deformação plástica da martensita ocorre mais cedo e a transição do primeiro estágio para o segundo estágio de encruamento é deslocada para deformações menores (MAZAHERI et al., 2014a).

Contrastando o que foi verificado por Mazaheri et al. (2014a), Movahed et al. (2009) observaram em seus estudos que os aços bifásicos exibiram, de acordo com a fração volumétrica de martensita, um único tipo de comportamento ou dois em relação ao encruamento. Nesse trabalho verificaram ainda que a capacidade de encruamento do material seria elevada com a fração volumétrica desse constituinte. Acredita-se que essa discrepância esteja relacionada à técnica empregada para a análise desse fenômeno.

Os altos níveis de taxa de encruamento atribuídos aos aços bifásicos influenciariam na resistência à fadiga desses materiais, não somente pela melhor distribuição da deformação, mas também pelo grande acréscimo na resistência mecânica durante a conformação (MAGNABOSCO & BERGAMO, 2000). Acrescido a isso, tem-se que a resistência à propagação de trinca por fadiga dos aços bifásicos é consideravelmente maior, quando comparado a aços de similar limite de escoamento, pois as ilhas de martensita funcionam como impedimentos à propagação da trinca fazendo com que esta apresente a peculiar morfologia do caminho percorrido (propagação em “zigue-zague”), com efeitos associados de fechamento de trinca (MAGNABOSCO & BERGAMO, 2000; GODEFROID et al., 2005; FONSECA et al., 2005).

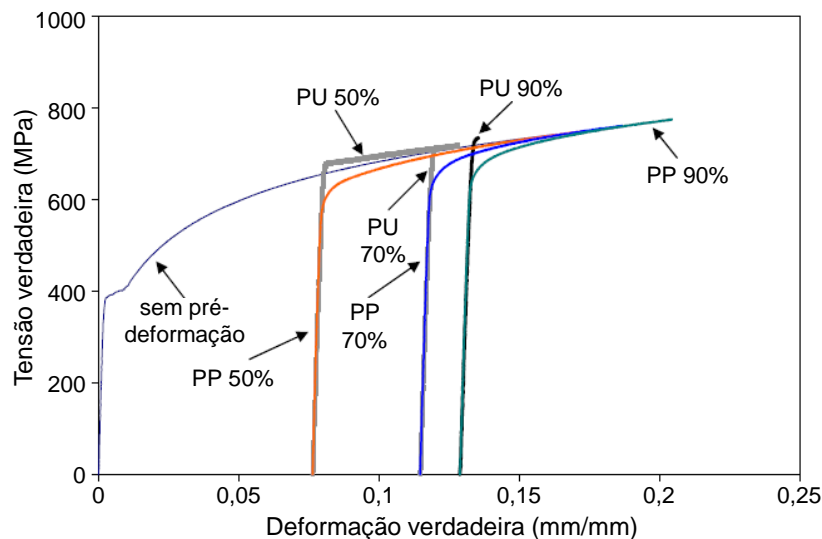
Como pode ser notado, a deformação dos aços bifásicos ocorre de maneira ligeiramente complexa. Por se tratarem de materiais amplamente empregados na indústria automotiva com fabricação envolvendo diversas etapas subsequentes de conformação, a variação do comportamento mecânico dessas ligas durante o processamento com alteração na trajetória de deformação vem sendo investigada (YU & SHEN, 2014; SUN & WAGONER, 2013; TARIGOPULA et al., 2008). Dentro desse contexto, sabe-se que durante a conformação de chapas de aço, as modificações no modo de deformação são usuais e que efeitos transientes no comportamento das ligas bifásicas têm sido verificados nas curvas tensão *versus* deformação, diferenciando da deformação monotônica (YU & SHEN, 2014; TARIGOPULA et al., 2008).

Como forma de avaliar as consequências que alterações no caminho de deformação gerariam nos aços bifásicos, Le et al. (2009) analisaram esses efeitos no desempenho à tração posterior de um aço da classe de resistência de 600MPa. Nesse caso, o material foi submetido a níveis de pré deformação de 50%, 70% e 90% do valor de alongamento uniforme, por deformações uniaxial e plana. Na Figura 3.24 são mostradas as curvas de tensão *versus* deformação reais para todas as condições de pré-deformação plana (PP) e uniaxial (PU) investigadas com os respectivos níveis, deslocadas de acordo com a pré-deformação. Observa-se que para as condições nas quais a pré-deformação se deu no estado plano, as tensões iniciais de escoamento foram inferiores àquelas relativas à deformação uniaxial. No entanto, sua taxa de encruamento aparentemente foi superior, fazendo com que as curvas alcançassem o comportamento do material na condição sem pré-

deformação. Para as situações nas quais a pré-deformação foi realizada também em tração, no mesmo sentido, ou seja, sem alterações na trajetória de deformação, não foram verificadas diferenças significativas, conforme esperado.

Ainda relativo ao trabalho de Le et al. (2009), na Tabela 3.2 são apresentadas as propriedades mecânicas obtidas para o aço bifásico nas condições mencionadas. Observa-se que, em concordância com a análise das curvas tensão *versus* deformação verdadeira, o limite de escoamento é reduzido com a pré-deformação no estado plano. Outro resultado significativo é que os alongamentos uniforme e total foram superiores àqueles com a pré-deformação na própria tração uniaxial.

**Figura 3.24 – Curvas tensão – deformação verdadeiras do aço bifásico da classe de resistência de 600MPa pré-deformado em diversas condições estudado por Le et al. (2009)**



Fonte: LE et al., 2009 (traduzido).

**Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do aço bifásico da classe de resistência de 600MPa pré-deformado em diversas condições estudado por Le et al. (2009)**

Condição de Pré-Deformação	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)	Alongamento uniforme (%)
Uniaxial: 50%	674	16,7	5,3
Uniaxial: 70%	707	13,9	0,6
Uniaxial: 90%	725	12	0,7
Plana: 50%	618	17,8	10,2
Plana: 70%	642	15,8	7,5
Plana: 90%	659	17,4	7,9

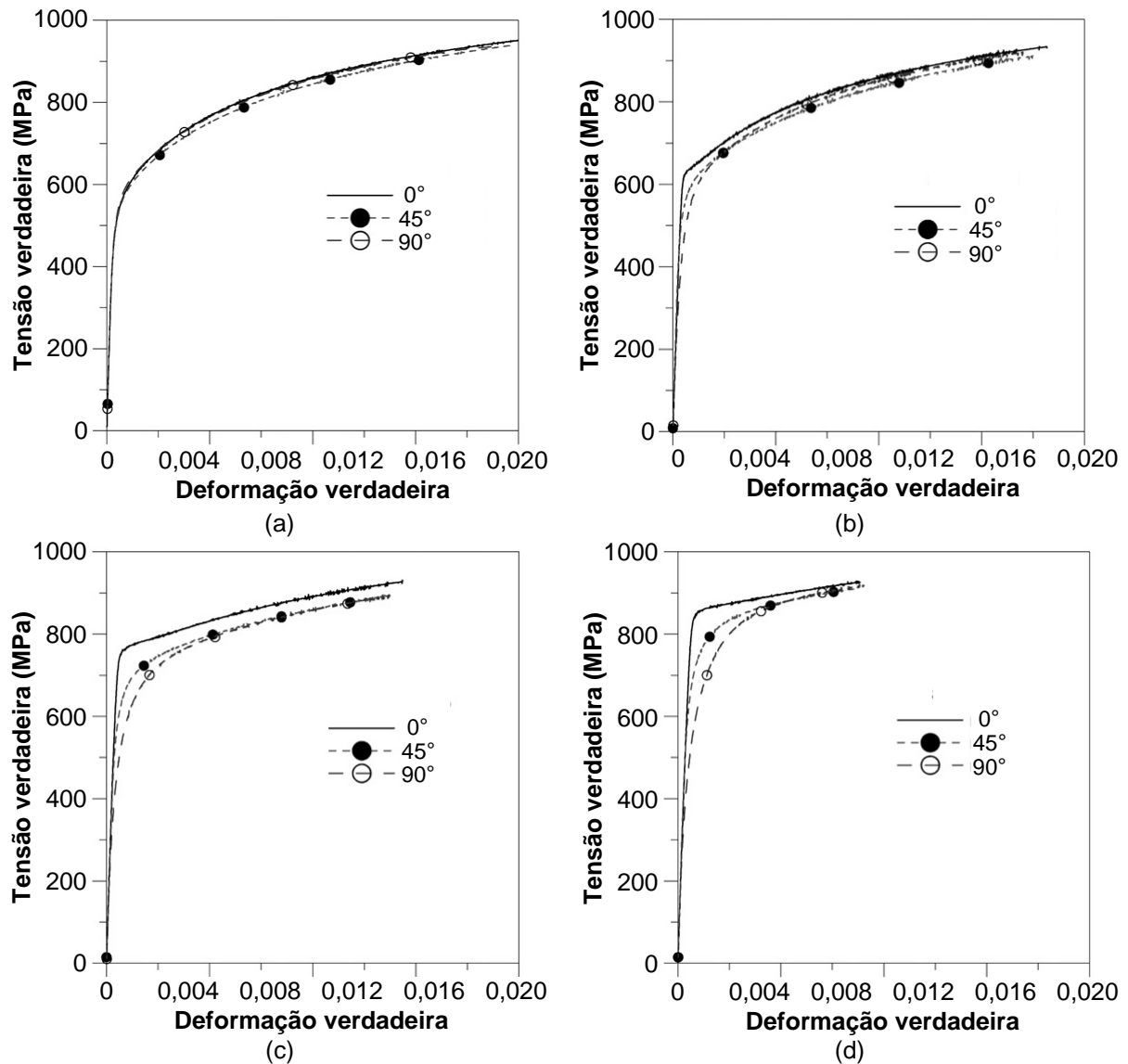
Fonte: LE et al., 2009 (adaptada).

De maneira similar, Yu e Shen (2014) investigaram o comportamento mecânico após pré-deformação de um aço bifásico 0,075%C-1,9%Mn-0,2%Cr, da classe de resistência de 590MPa e com 15,8% de fração volumétrica de martensita. Esse aço foi submetido a pré-deformações (reais) de 4% considerando tensões uniaxial (PU), biaxial (PB) e plana (PP), distintamente. Os autores verificaram que os diferentes caminhos de deformação empregados resultaram em diversos valores de limite de escoamento com diferentes padrões de evolução da deformação. Considerando uma mesma magnitude de deformação, o caminho monotônico uniaxial promoveu o mais alto nível de limite de escoamento e a máxima diferença entre esse valor e o limite de resistência, quando comparado às demais condições. Do mesmo modo, a pré-deformação biaxial proporcionou os menores valores de limite de escoamento e de diferença deste parâmetro com o limite de resistência. As diferenças de comportamento foram relacionadas às tensões residuais de longo e curto alcance geradas na deformação plástica, atuando de formas distintas nos constituintes considerados macio e duro do material.

Adicionalmente aos estudos realizados por Le et al. (2009) e Yu e Shen (2014), Tarigopula et al. (2008) investigou um aço bifásico 0,12%C-1,50%Mn, contendo 30% de martensita, da classe de resistência mecânica de 800MPa e com alternância na trajetória de deformação. A pré-deformação foi realizada por tensão uniaxial na mesma direção de laminação original do material em três níveis (1%, 4% e 8%). Posteriormente, foi realizada tração uniaxial nas direções de 0°, 45° e 90° em relação à direção de pré-deformação. Seus resultados levaram à conclusão de que a pré-deformação afeta a transição dos regimes elástico e plástico durante os primeiros instantes do recarregamento. Conforme pode ser verificado na Figura 3.25, a reaplicação de esforços em diferentes direções resulta em distintos comportamentos, sendo o início do escoamento fortemente dependente da orientação do segundo estágio de deformação em relação ao primeiro. Esse efeito é mais pronunciado para a condição de recarregamento a 90° da pré-deformação. Ainda, foi observado que a extensão desse período de transição aumenta com a magnitude da pré-deformação aplicada. Os resultados foram relacionados tanto aos efeitos que a trajetória de deformação têm sobre as discordâncias no material como aos efeitos que as tensões residuais desenvolvidas na deformação impuseram à ferrita e à martensita. Por fim, também foi verificado que após o estágio de transição

a diferença no escoamento é diminuída com o progresso da deformação, tendendo à convergência de comportamento.

Figura 3.25 – Curvas tensão *versus* deformação para o aço bifásico 0,12%C-1,50%Mn pré-deformado em diferentes níveis e com variação na trajetória de deformação



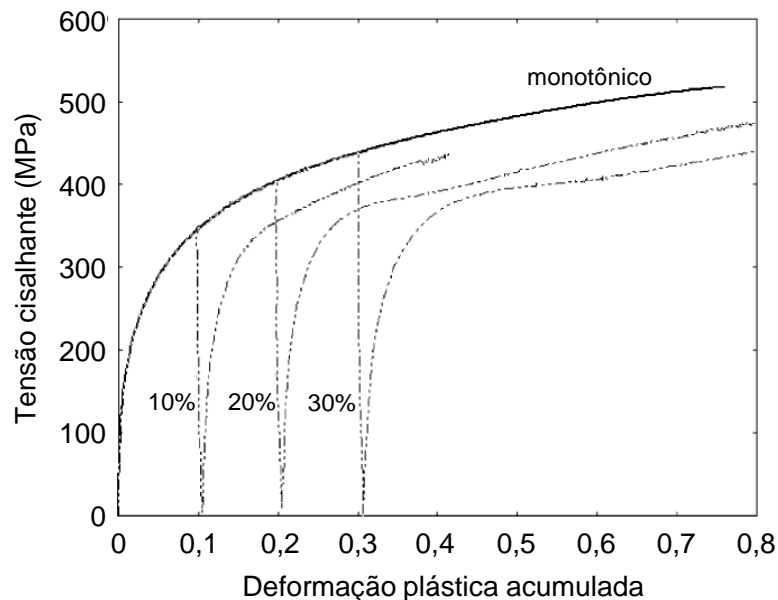
(a) Sem pré-deformação, (b) 1% pré-deformado, (c) 4% pré-deformado e (d) 8% pré-deformado.

Fonte: TARIGOPULA et al., 2008 (traduzido).

Segundo Gardey et al. (2005), o comportamento mecânico de metais e ligas em geral é dependente do caminho de deformação, e essa relação se dá em função de modificações na textura cristalográfica e nos arranjos de discordâncias, nesse caso com a ocorrência de fenômenos como, por exemplo, a dissolução ou reestruturação de suas paredes. Baseando-se nesses conceitos, Gardey et al. (2005) buscaram analisar a evolução da subestrutura de um aço bifásico 0,115%C-

1,391%Mn-0,207%Cr, da classe de resistência de 600MPa, submetido a esforços distintos e em dois estágios. Na Figura 3.26 são mostrados os resultados para uma sequência de experimentos com a realização de cisalhamento em um sentido até diferentes magnitudes de deformação, seguido de deformação no sentido oposto (cisalhamento reverso). Para efeitos de comparação, é mostrada também a curva de deformação em um único sentido. Verifica-se inicialmente, para as três pré-deformações, um nível de tensões mais baixo após a inversão da aplicação da carga. Em seguida, especialmente para pré-deformações de 20% e 30%, ocorre uma certa estagnação nos valores de tensão e, por fim, o recomeço do encruamento com o aumento da deformação reversa. Observa-se ainda que a extensão dessa transição foi elevada com a pré-deformação. De acordo com os autores, essa inversão da direção de escorregamento em alguns sistemas de deslizamento favoreceu a dissolução de paredes de discordâncias que se encontravam emaranhadas. Quanto ao recomeço do encruamento, o mesmo foi associado à construção de novas paredes de discordâncias com polaridade oposta.

**Figura 3.26 – Comportamento mecânico de um aço bifásico 0,115%C-1,391%Mn-0,207%Cr, da classe de resistência de 600MPa, submetido a cisalhamento em um sentido até diferentes magnitudes de deformação, seguido de deformação no sentido oposto**



Fonte: GARDEY et al., (2005).



## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Descrição Geral do Trabalho

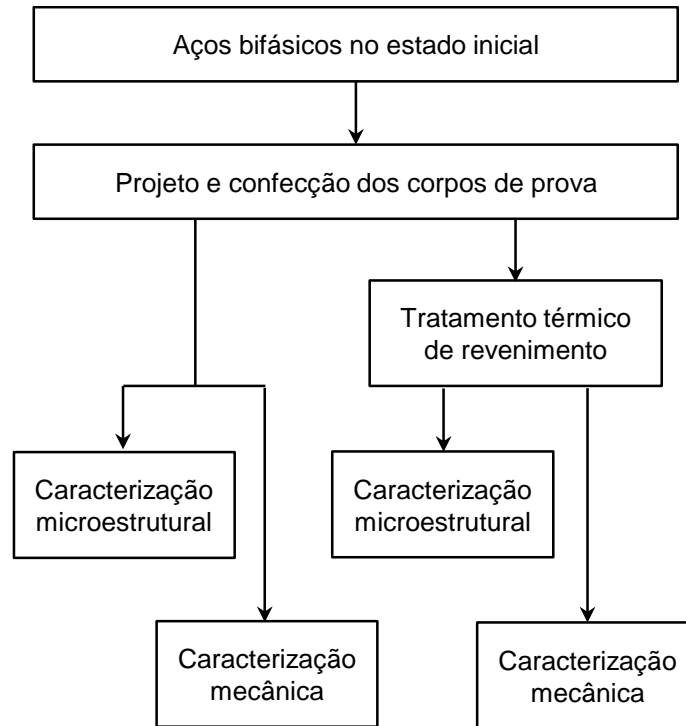
Neste trabalho foram investigadas a microestrutura e as propriedades mecânicas de dois aços bifásicos das classes de resistência de 600MPa e 1000MPa (aços DP600 e DP1000, respectivamente), no estado como recebidos, após a realização de tratamentos térmicos de revenimento e após a deformação plástica por laminação a frio, direta e cruzada.

Inicialmente, ambos os materiais foram caracterizados tanto mecanicamente, por meio de ensaios de tração e de dureza, quanto microestruturalmente, por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios x. Em seguida, tomando por base as propriedades apresentadas por cada aço, foram determinados os parâmetros a serem utilizados nos tratamentos térmicos de revenimento. Dessa forma, optou-se por realizar operações empregando desde temperaturas relativamente reduzidas, que gerariam, a princípio, modificações discretas nos metais, até temperaturas mais elevadas, nas quais poderiam ser observadas transformações significativas. Os aços revenidos foram caracterizados de forma similar à condição no estado inicial, cujos resultados foram comparados entre si e com os materiais como adquiridos.

Após o processamento térmico e a análise dos resultados apresentados pelos aços bifásicos revenidos, foram escolhidas algumas condições de tratamento para que cada material fosse submetido posteriormente à laminação a frio, condições essas nas quais haviam sido verificados comportamentos diversos em termos de microestrutura e propriedades. A laminação a frio foi conduzida considerando a realização de deformação direta e cruzada, em dois ou três passes, de acordo com o aço. Por fim, foram verificados os efeitos da laminação na microestrutura e no comportamento mecânico dos bifásicos no estado como recebidos e previamente revenidos.

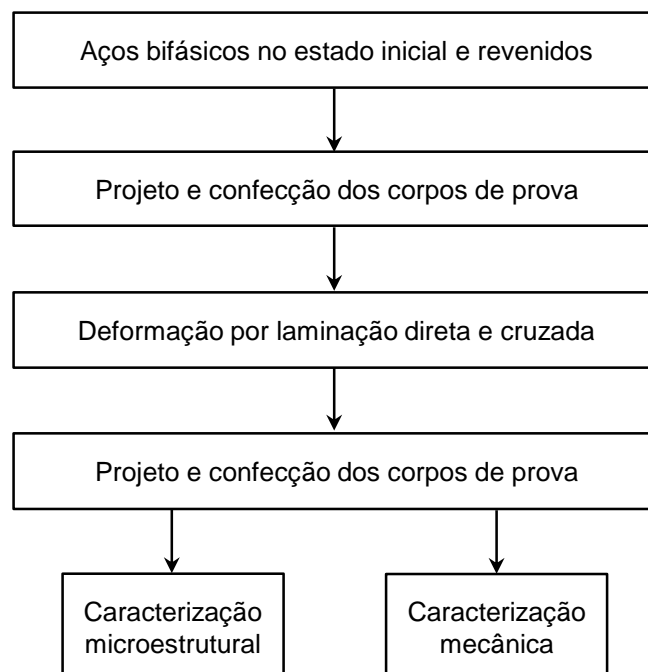
Nas Figuras 4.1 e 4.2 são exibidos os fluxogramas associados às etapas experimentais realizadas no presente trabalho. Os detalhes, tanto das etapas mencionadas como das avaliações conduzidas posteriormente, são explicitados nos itens a seguir.

**Figura 4.1 – Fluxograma relativo à etapa experimental de caracterização dos materiais no estado inicial e após os tratamentos térmicos**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 4.2 – Fluxograma relativo à etapa experimental de realização da laminação nos materiais no estado inicial e após os tratamentos térmicos e caracterização subsequente**



Fonte: Próprio autor.

## 4.2 Materiais

Foram estudados dois aços bifásicos, os aços DP600 e DP1000. As composições químicas desses materiais (% em peso), obtidas por meio de um espectrômetro de emissão óptica Shimadzu Modelo Foundry Master Xpert, são apresentadas nas Tabelas 4.1 e 4.2.

Ambos os materiais foram adquiridos na forma de chapas, sendo o aço DP600 com 1,5mm de espessura e o aço DP1000 com 2,0mm de espessura.

**Tabela 4.1 – Composição química (% em peso) do aço DP600 empregado no trabalho**

Elemento	C	Si	Mn	P	Mo	Cr	Ni
% em peso	0,102	0,319	1,07	0,0068	<0,0010	0,0223	0,0227
Elemento	V	Ti	B	Al	Nb	Cu	W
% em peso	0,0101	0,0015	0,0004	0,0519	0,0199	0,0076	0,0100

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 4.2 – Composição química (% em peso) do aço DP1000 empregado 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: Próprio autor.

## 4.3 Corpos de Prova

Três tipos de corpos de prova foram utilizados no trabalho, confeccionados em função dos experimentos e análises a serem conduzidos. Para a realização da caracterização microestrutural e da caracterização mecânica (ensaios de dureza) foram empregados corpos de prova com dimensões de 15mm x 15mm (conforme Figura 4.3), cortados em uma guilhotina Newton modelo TM10. Nessa etapa, para cada condição de processamento, para cada material, foram confeccionados três

corpos de prova para a caracterização microestrutural (dois para análise metalográfica e um para realização de difração de raios x) e dois para a caracterização mecânica.

**Figura 4.3 – Corpo de prova para caracterização microestrutural e caracterização mecânica (ensaios de dureza) dos materiais**



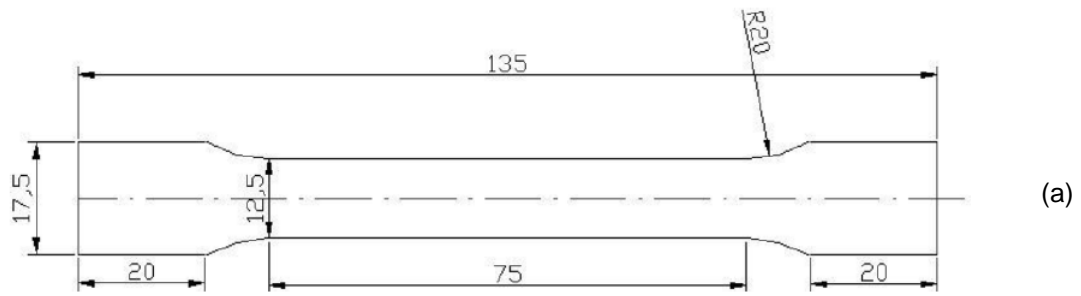
(a) Representação esquemática com dimensões em milímetros e (b) imagem.

Fonte: Próprio autor.

O segundo tipo de corpo de prova, a ser utilizado para a caracterização mecânica (ensaios de tração), foi confeccionado segundo a norma NBR 6152 (2002), cuja geometria e imagem são exibidas na Figura 4.4. A confecção desses corpos de prova foi iniciada com o corte das chapas também em uma guilhotina Newton modelo TM10 e obtenção da geometria por eletroerosão a fio em um equipamento Charmilles modelo Robofil 240. Similarmente aos corpos de prova da Figura 4.3, foram produzidos dois corpos de prova de tração para cada material e condição avaliada no trabalho. Ressalta-se que, para a fabricação, o comprimento dos corpos de prova foi alocado na direção de laminação original das chapas ( $DL_{original}$ ).

Por fim, para a etapa de laminação, foi utilizado um último formato de amostra, de 145mm x 145mm, conforme mostrado na Figura 4.5. Essas dimensões foram escolhidas de forma a permitir a realização da operação de deformação plástica em passes de maneira direta e cruzada, de acordo com as limitações dimensionais do laminador utilizado, e ainda possibilitar a confecção posterior de corpos de prova para as caracterizações microestrutural e mecânica. Nesse caso, para cada material, cada condição prévia (estado inicial e após revenimento) e cada condição de laminação foi confeccionado um corpo de prova (que deu origem posteriormente aos demais), novamente empregando a guilhotina Newton modelo TM10.

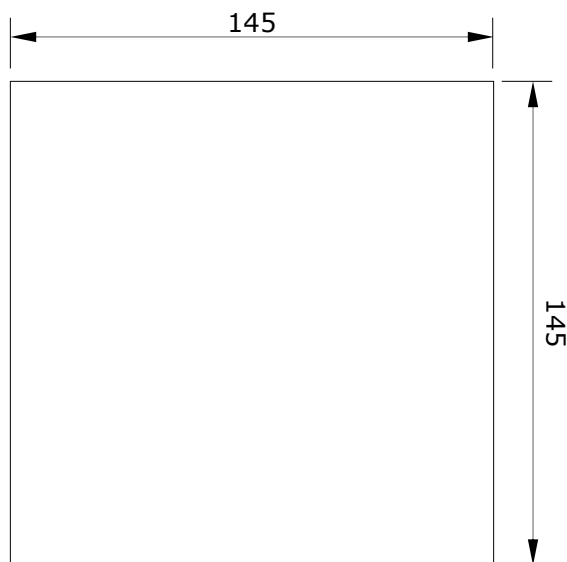
**Figura 4.4 – Corpo de prova para caracterização mecânica (ensaios de tração)**



(a) Representação esquemática com dimensões em milímetros e (b) imagem.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 4.5 – Corpo de prova empregado nas etapas de deformação por laminação**



(a)

(b)

(a) Representação esquemática com dimensões em milímetros e (b) imagem.

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 4.6 são mostradas imagens da guilhotina e do equipamento de eletroerosão a fio utilizados para a confecção dos três tipos de corpos de prova do trabalho.

**Figura 4.6 – Equipamentos utilizados para a confecção dos corpos de prova**



(a)

(b)

(a) Guilhotina Newton modelo TM10 e (b) equipamento de eletroerosão a fio Chamilles modelo Robofil 240.

Fonte: Próprio autor.

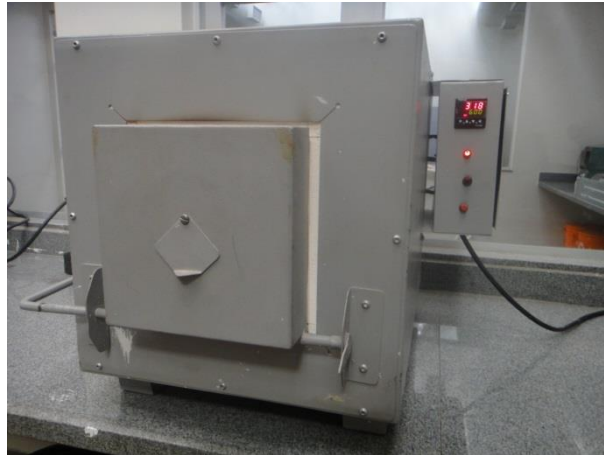
#### 4.4 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos conduzidos no trabalho foram realizados em um forno elétrico Magnus, com sistema de controle digital de temperatura (Figura 4.7). O processamento térmico empregado para os dois materiais foi o revenimento, considerando quatro condições de temperatura e um mesmo tempo de encharque, conforme detalhado na Tabela 4.3 e esquematicamente representado na Figura 4.8. Esse tipo de processamento foi escolhido devido à sua possível influência na microestrutura e nas propriedades dos materiais e ainda na tentativa de ampliar as possibilidades em termos de deformação, uma das etapas do presente trabalho.

Em adição à justificativa anterior, há estudos prévios que investigam a interferência do revenimento na morfologia e no teor de carbono das ilhas de martensita em aços bifásicos (SHI et al., 2014; KUANG et al., 2014; PUSHKAREVA et al., 2013; SAYED & KHEIRANDISH, 2012). Ainda que, a princípio, conforme mencionado, o tratamento de revenimento não seja previsto para esses aços posteriormente à fabricação e processamento térmico das chapas, de forma a obter a estrutura bifásica, pode ser necessária a realização de galvanização, que implicaria no reaquecimento dos materiais (SAYED & KHEIRANDISH, 2012). Além disso, a ocorrência de tensões residuais associada à têmpera poderia ser

minimizada com o tratamento subsequente (KUANG et al., 2014). Por fim, menciona-se que o revenimento tem sido empregado com sucesso para aumentar a relação resistência mecânica/alongamento (SAYED & KHEIRANDISH, 2012) e ainda a resistência ao impacto de aços bifásicos tratados intercriticamente (SHI et al., 2014).

**Figura 4.7 – Forno elétrico Magnus empregado nos tratamentos térmicos**



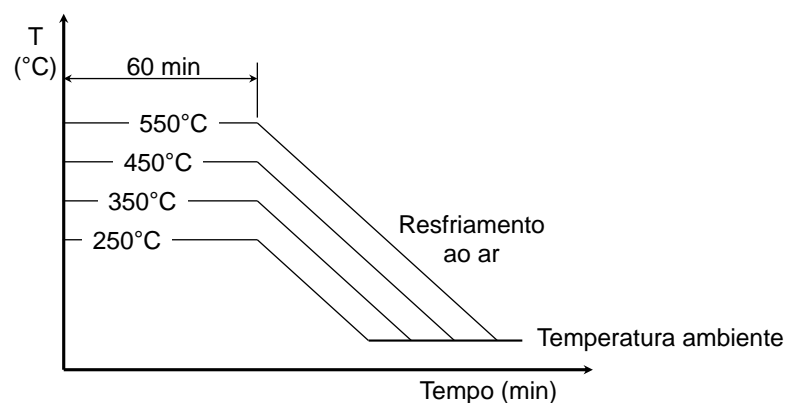
Fonte: Próprio autor.

**Tabela 4.3 – Condições de revenimento utilizadas no trabalho para os aços DP600 e DP1000**

Temperaturas	Tempo	Resfriamento
250°C	60 minutos	Ao ar
350°C		
450°C		
550°C		

Fonte: Próprio autor.

**Figura 4.8 – Diagrama esquemático das condições de revenimento aplicadas nos aços DP600 e DP1000**



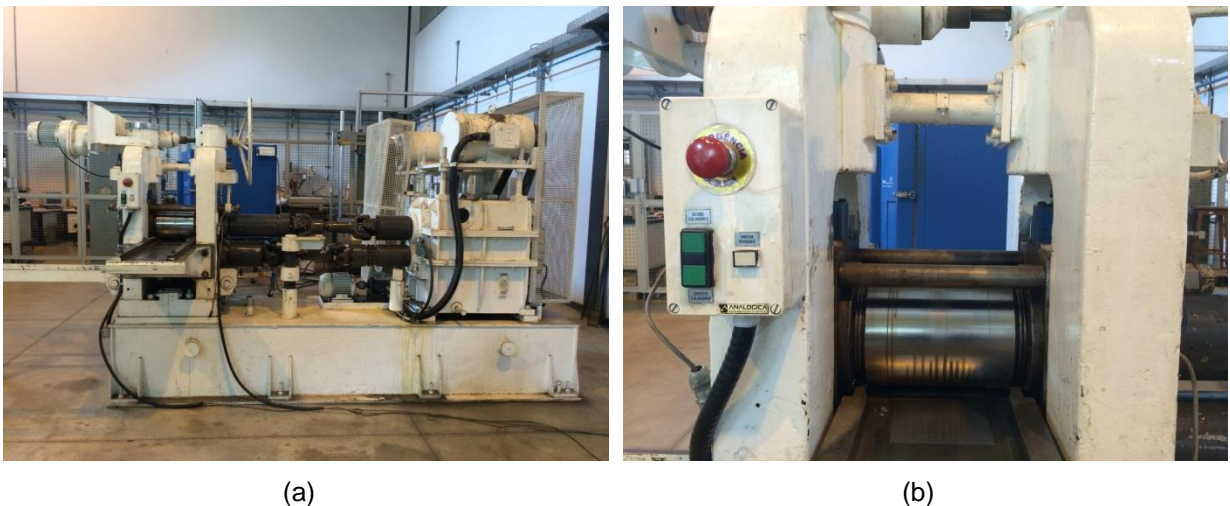
Fonte: Próprio autor.

Os tratamentos térmicos de revenimento foram realizados no material no estado inicial, envolvendo caracterização microestrutural e mecânica subsequentes, e previamente à laminação dos aços bifásicos, com caracterização posterior.

#### 4.5 Deformação por Laminação a Frio

A laminação a frio foi realizada em um laminador Frohling, com sistema de aquisição de dados Analógica, mantendo a velocidade de processo de 6,25m/min em todos os experimentos. Na Figura 4.9 é possível visualizar o laminador como um todo e um corpo de prova durante a operação.

Figura 4.9 – Laminador Frohling empregado para a realização das deformações



(a) Vista geral do laminador Frohling e (b) detalhe da chapa sendo laminada.

Fonte: Próprio autor.

A redução de área em cada passe, o número de passes e a sequência de experimentos foi estabelecida de acordo com testes preliminares. Nesse caso foram considerados os resultados obtidos anteriormente das propriedades mecânicas dos dois aços investigados por meio dos ensaios de tração e a capacidade do equipamento, ou seja, a abertura e a rigidez dos cilindros de laminação.

Para o aço DP600, em virtude de sua maior ductilidade, foram aplicados dois níveis totais de deformação real: 10% e 15%, calculados segundo as Equações 4.1 e 4.2 (CETLIN & HELMAN, 2010). Para a deformação total de 10%, foram realizados dois passes, com deformação de 5% cada. Nesse caso, os experimentos foram



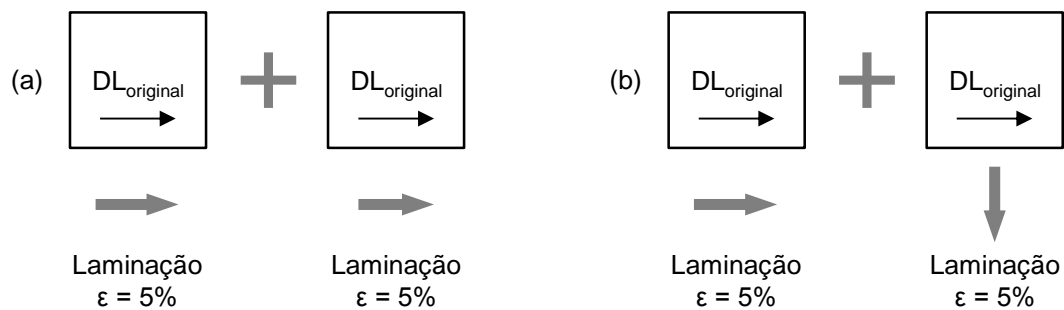
realizados: 1) de maneira direta, ou seja, ambos os passes foram executados na mesma direção de laminação, coincidindo com a direção original de fabricação da chapa ( $DL_{original}$ ); 2) de maneira cruzada, ou seja, o primeiro passe foi efetuado na direção  $DL_{original}$  e o segundo passe na direção perpendicular à  $DL_{original}$ . Na Figura 4.10 é mostrada uma representação esquemática dessa sequência de experimentos.

$$\varepsilon = \ln \frac{h_i}{h_f} = \ln \left( \frac{1}{1 - e} \right) \quad (4.1)$$

$$e = \frac{h_i - h_f}{h_i} = 1 - \frac{h_f}{h_i} \quad (4.2)$$

Onde:  $\varepsilon$  é a deformação real;  $h_i$  é a espessura inicial (antes do passe de laminação);  $h_f$  é a espessura final (após o passe); e é a deformação convencional.

**Figura 4.10 – Sequências de laminação com nível total de deformação real de 10% realizada no aço DP600**



(a) Deformação direta e (b) deformação cruzada.

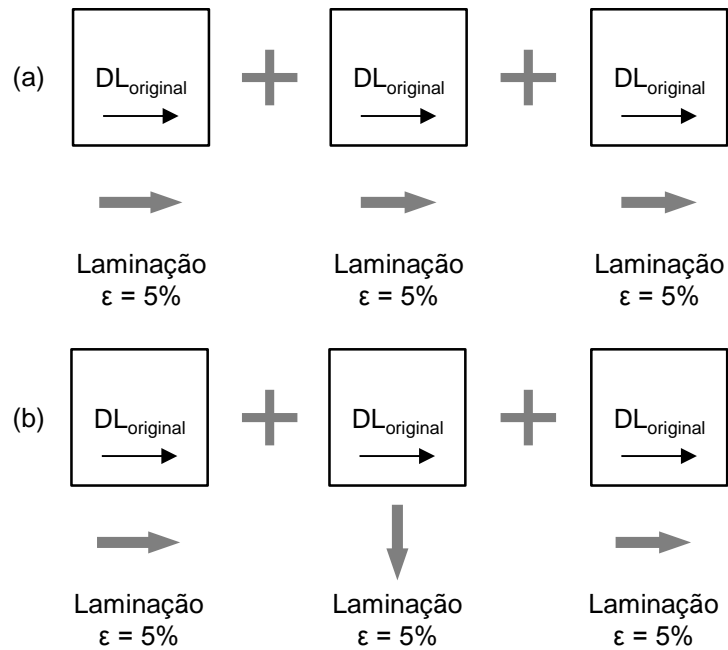
Fonte: Próprio autor.

Ainda para o aço DP600, considerando a outra sequência de laminação realizada, com deformação verdadeira total de 15%, foram aplicados três passes: 1) de maneira direta, na mesma direção  $DL_{original}$ ; 2) de maneira reversa, implicando no primeiro passe na mesma direção  $DL_{original}$ , no segundo passe na direção perpendicular à  $DL_{original}$  e no terceiro na direção de  $DL_{original}$ . A representação dessa etapa de laminação é exibida na Figura 4.11.

Para o aço DP1000 a laminação foi realizada de forma que apenas uma única deformação real total, de 4%, fosse obtida, com a operação conduzida em dois passes, de maneira direta e cruzada, conforme a representação da Figura 4.12. O

valor reduzido de deformação, por passe (2%) e total (4%), se deu em função da ductilidade do material (inferior à do aço DP600) e de sua elevada resistência mecânica, que poderia comprometer o equipamento no caso de valores maiores, especialmente para o aço no estado como recebido.

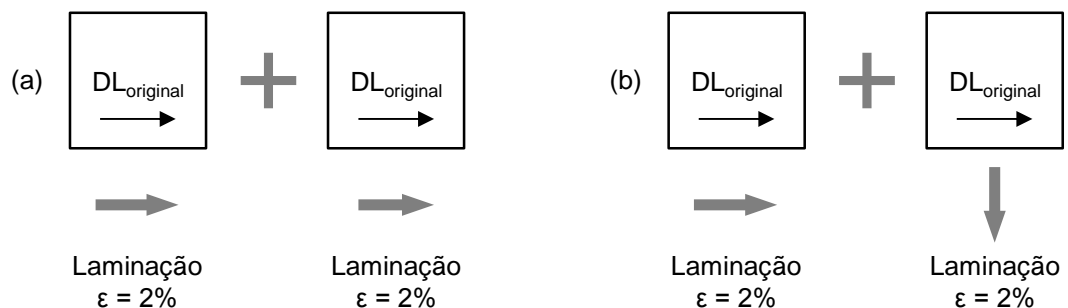
**Figura 4.11 – Sequências de laminação com nível total de deformação real de 15% realizada no aço DP600**



(a) Deformação direta e (b) deformação cruzada.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 4.12 – Sequências de laminação com nível total de deformação real de 4% realizada no aço DP1000**



(a) Deformação direta e (b) deformação cruzada.

Fonte: Próprio autor.

Antes do início da operação, três regiões distintas foram marcadas com tinta (como pontos) nos corpos de prova, dispostas linearmente e igualmente espaçadas, cuja união seria uma reta perpendicular à direção de laminação. Esse procedimento

foi realizado para garantir, por meio do controle dimensional das chapas antes e após os passes de laminação, a homogeneidade da deformação real nos corpos de prova. O controle da espessura, tanto antes quanto após os passes de laminação, foi realizado por meio de um relógio comparador Mitutoyo modelo NO 2052, com precisão de 0,01mm.

Por fim, menciona-se que a laminação foi realizada nos aços DP600 e DP1000 no estado como recebidos e após revenimento conduzido a 250°C e 450°C. Estas temperaturas de tratamento térmico foram escolhidas por representarem, a princípio, extremos. Com 250°C a alteração na estrutura e nas propriedades dos aços seria relativamente discreta. Com 450°C, a modificação seria acentuada, porém sem levar à queda de modo mais significativo da resistência mecânica dos materiais, como pode ser observado com os resultados obtidos por meio dos ensaios de tração.

#### **4.6 Caracterização Microestrutural dos Materiais**

A caracterização microestrutural dos aços bifásicos, realizada nos materiais no estado como recebidos, após os tratamentos térmicos de revenimento e também após as operações de laminação, foi conduzida por meio de metalografia e de difração de raios x. Os ensaios metalográficos permitiram a averiguação da estrutura dos materiais, sendo possível observar seus constituintes e, para o caso dos aços no estado inicial, com o emprego de uma técnica de análise quantitativa, a proporção de cada um. A difração de raios x foi realizada com o objetivo de verificar a possível ocorrência de austenita retida que, em conjunto com a martensita, caracterizaria o constituinte MA nos aços bifásicos.

Para o procedimento metalográfico, os corpos de prova foram preparados segundo a técnica convencional, consistindo em: 1) embutimento a frio com acrílico autopolimerizante; 2) lixamento com óxido de alumínio em lixas com granulometria de #240, #320, #400, #600 e #1000; 3) polimento com pasta de diamante com granulometrias de 9µm, 3µm e 1µm e 4) ataque químico com reagente Nital 3%, por aplicação. Em seguida, imagens dos materiais nas diversas condições foram obtidas por meio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Na Figura 4.13 são mostrados os equipamentos empregados nessa etapa do

trabalho: microscópio óptico Fortel com sistema de digitalização Kontrol e microscópio eletrônico de varredura Shimadzu modelo SSX-550 Superscan.

**Figura 4.13 – Microscópios utilizados para análise microestrutural**



(a)

(b)

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

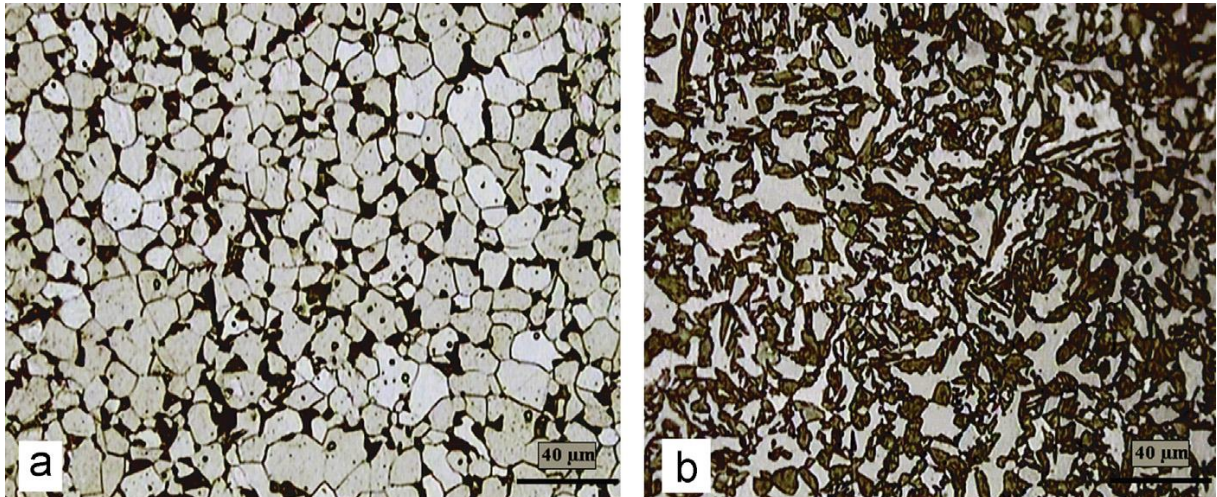
Fonte: Próprio autor.

Em adição à realização do ataque químico com o reagente Nital 3%, o reagente Le Pera (solução de ácido pícrico com metabissulfito) foi empregado separadamente, ou seja, em amostras distintas (VANDER VOORT, 1999). A utilização de dois reagentes químicos foi considerada para possibilitar a determinação da proporção dos constituintes presentes, baseando na diferença de coloração da microestrutura com o emprego de cada um. O reagente Nital 3% promove a corrosão preferencial do constituinte MA e outros, com exceção da ferrita, que permanece de coloração clara. O reagente Le Pera, por outro lado, leva à obtenção de imagens com o constituinte MA na coloração clara, tingindo todo o restante da microestrutura. Na Figura 4.14 é mostrado um exemplo desse tipo de análise para um aço bifásico (0,08%C; 0,41%Mn; 0,502%Si; 0,232Ni; 0,389%Cr, 0,324%Cu) empregando os dois reagentes mencionados (GHANEI et al., 2014).

Dentro deste contexto, no presente trabalho, especificamente para os dois aços no estado inicial, 20 imagens para cada ataque químico com ampliação de 800x foram obtidas por microscopia óptica. A partir dessas imagens, a análise quantitativa dos constituintes foi realizada pelo método de contagem por pontos (VANDER VOORT, 1999; ASTM E 562, 2011). Essa técnica consiste na sobreposição de uma rede na microestrutura do material com número de nós (pontos) conhecido e, a partir

da incidência desses nós no constituinte de interesse e na interface do mesmo, a proporção do constituinte é calculada. Nas Figuras 4.15 e 4.16 são mostrados exemplos da aplicação da técnica de contagem por pontos em duas imagens obtidas com os reagentes no aço DP1000.

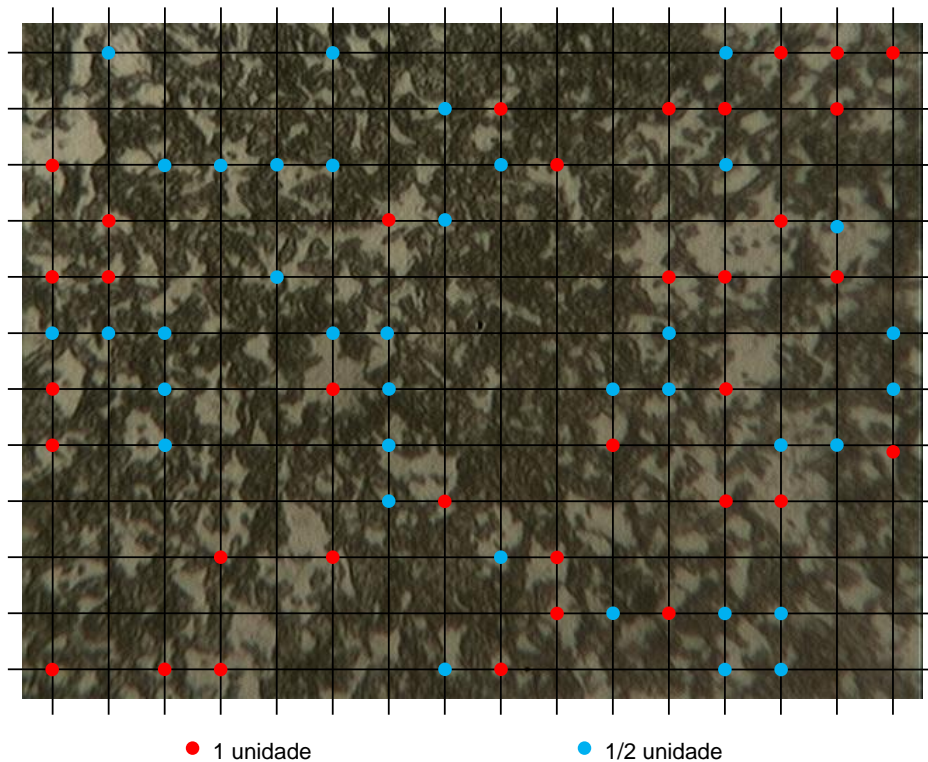
**Figura 4.14 – Microscopias ópticas de um aço bifásico (0,08%C; 0,41%Mn; 0,502%Si; 0,232Ni; 0,389%Cr, 0,324%Cu) reveladas com dois reagentes químicos**



(a) Reagente químico Nital 3% e (b) reagente químico Le Pera.

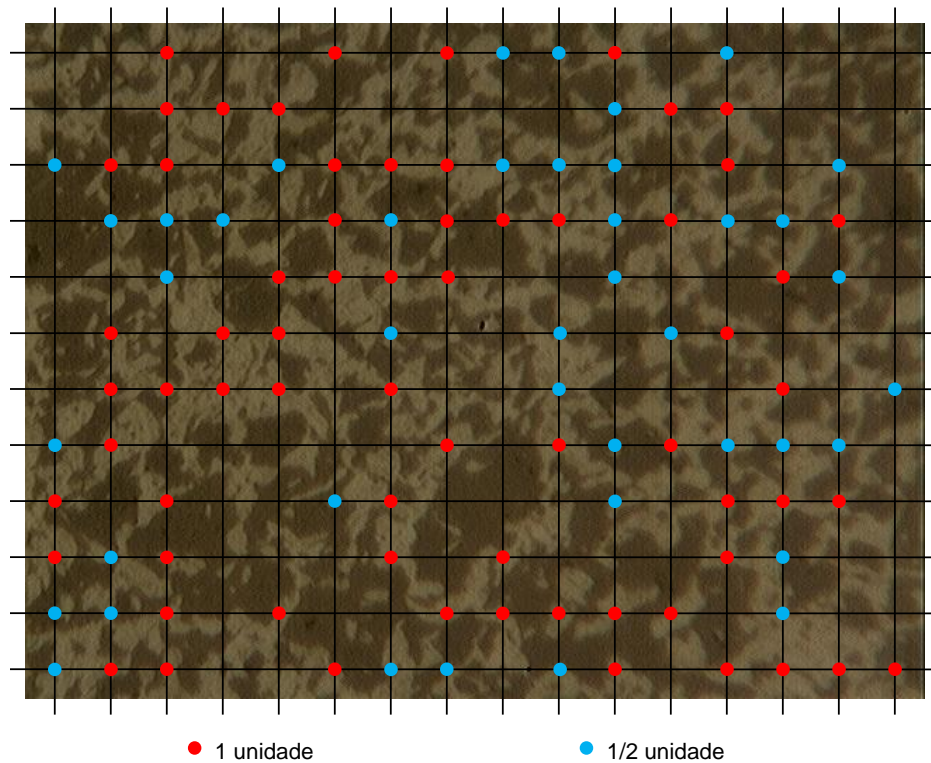
Fonte: GHANEI et al., 2014.

**Figura 4.15 – Exemplo de microestrutura do aço DP1000 atacado com reagente Nital 3%**



Fonte: Próprio autor.

Figura 4.16 – Exemplo de microestrutura do aço DP1000 atacado com reagente Le Pera



Fonte: Próprio autor.

No presente trabalho, a rede empregada foi de 192 pontos, tendo sido considerada uma unidade na contagem quando o ponto (interseção) incidiu completamente no interior do constituinte analisado (marcado de vermelho) e meia unidade quando o ponto incidiu na interface dos dois constituintes (marcado de azul). Verifica-se que, em ambas as situações, a proporção foi determinada para o constituinte de coloração clara, ou seja, nas imagens com ataque químico utilizando Nital 3% foi determinada a quantidade de ferrita e nas imagens com ataque químico utilizando Le Pera foi determinada a quantidade do constituinte MA. Por fim, de posse das proporções de ferrita e do constituinte MA, foi possível verificar a fração correspondente aos demais constituintes possivelmente presentes na microestrutura desses aços bifásicos (bainita, carbonetos e outros) pela Equação 4.3 (MURARI, 2009).

$$100 - (Ferrrita + MA) = outros\ constituintes \quad (4.3)$$

A avaliação da presença de austenita retida nos aços bifásicos foi realizada por meio de difração de raios x, em um difratômetro Shimadzu modelo XRD-7000 com

alvo metálico de cobre (Figura 4.17). Em todos os experimentos, foi empregado ângulo varredura de  $10^\circ$  a  $100^\circ$  e passo de  $0,02s^{-1}$ . A preparação das amostras consistiu em lixamento com granulometrias de #240, #320, #400, #600 e #1000 e posterior imersão por 60 minutos em uma solução de ácido clorídrico 37%. Esse último procedimento foi realizado com o objetivo de remover os eventuais efeitos do lixamento nos resultados, uma vez que essa operação poderia levar à ocorrência de transformação martensítica da austenita retida por deformação plástica, o que poderia alterar os difratogramas.

**Figura 4.17 – Difratômetro Shimadzu empregado para a realização da difração de raios x**



(a) Vista geral do difratômetro Shimadzu e (b) detalhe do porta amostra com o corpo de prova.

Fonte: Próprio autor.

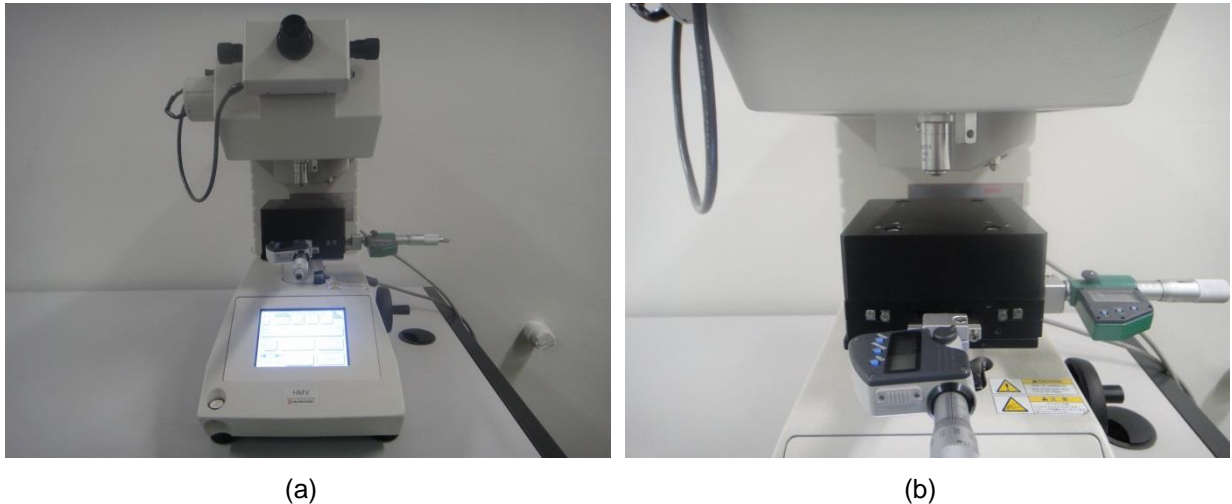
#### **4.7 Caracterização Mecânica dos Materiais**

Para a caracterização mecânica dos materiais, no estado inicial e nas demais condições estudadas, foram empregados ensaios de dureza e ensaios de tração.

Os ensaios de dureza foram realizados em um microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2T, com penetrador Vickers, empregando carga de 1000gf e tempo de aplicação de 15 segundos. Na Figura 4.18 pode ser observada a imagem do equipamento. A preparação das amostras para esse tipo de análise foi similar àquela conduzida para a caracterização microestrutural, porém sem o ataque químico. Em cada amostra, duas para cada condição, foram realizados oito testes

de dureza, obtendo-se o valor médio da propriedade com o respectivo desvio padrão.

**Figura 4.18 – Microdurômetro Vickers marca Shimadzu utilizado no ensaio de dureza**



(a) Vista geral e (b) detalhe.

Fonte: Próprio autor.

Para os ensaios de tração foi utilizada uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5582, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 2, e ainda um extensômetro eletrônico Instron modelo 2630-100 (Figura 4.19). A velocidade de movimentação da garra superior da máquina em todos os testes foi de 4,5mm/min, levando a uma taxa de deformação inicial de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ . Para cada condição de processamento térmico e mecânico e ainda para o estado inicial dos aços bifásicos foram ensaiados dois corpos de prova. Devido à similaridade dos resultados obtidos para cada corpo de prova em uma mesma condição, não foi necessária a realização de experimentos adicionais.

A partir dos dados de força *versus* alongamento dos corpos de prova foram elaboradas as curvas tensão *versus* deformação convencionais e as curvas tensão *versus* deformação reais, por meio das Equações 4.4 a 4.7. Ressalta-se que os dados apresentados nas curvas mencionadas se referem ao comportamento dos materiais apenas até o início da estricção.

$$T = \frac{P}{A_i} \quad (4.4)$$



$$e = \frac{\Delta l}{l_i} \quad (4.5)$$

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

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

Onde: T é a tensão convencional; P é a força aplicada;  $A_i$  é a área da seção transversal inicial; e é a deformação convencional;  $\Delta l$  é a variação do comprimento útil;  $l_i$  é o comprimento útil inicial;  $\varepsilon$  é a deformação real;  $\sigma$  é a tensão real.

**Figura 4.19 – Máquina universal de ensaios Instron modelo 5582**



(a)

(b)

(a) Vista geral e (b) detalhe.

Fonte: Próprio autor.

As curvas tensão *versus* deformação convencionais possibilitaram a determinação dos resultados relativos às propriedades resistência mecânica e ductilidade, ou seja, foram calculados o limite de resistência LR, o limite de escoamento LE e o alongamento uniforme %  $A_u$ %, conforme a norma NBR 6152 (2002). Na Figura 4.20 é exibida uma representação das técnicas empregadas para a obtenção dos dados citados. Verifica-se que, especificamente em relação ao limite de escoamento, a técnica foi alterada de acordo com a presença ou não de patamar de escoamento, conforme previsto na norma.

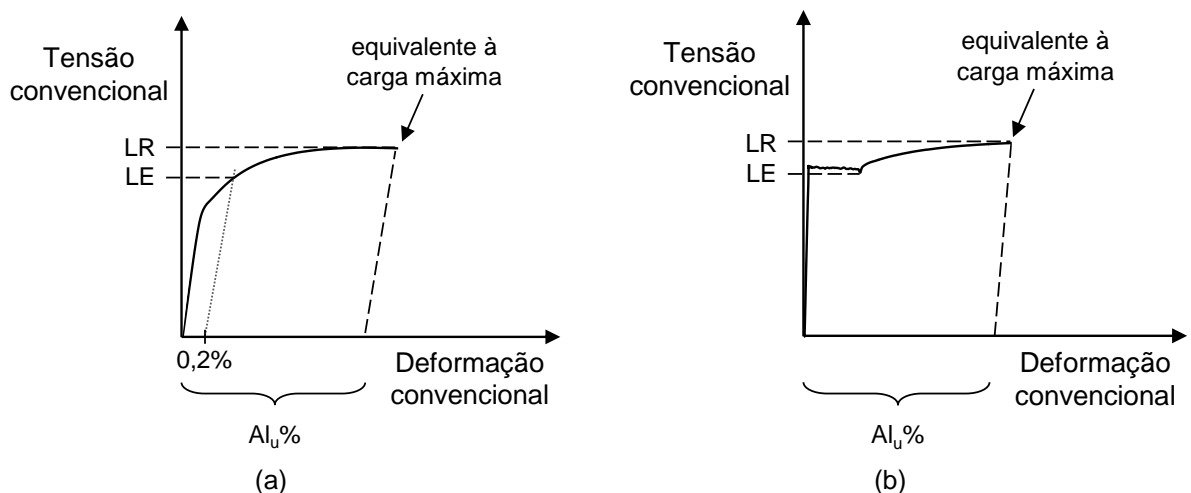
As curvas tensão *versus* deformação reais foram empregadas para a análise do expoente de encruamento, parâmetro previsto na Equação de Hollomon. Essa expressão representa uma formulação matemática para descrever a curva de

escoamento de materiais metálicos, sendo definida por uma relação potencial simples (DIETER, 1976; PARUZ & EDMONDS, 1989), exibida na Equação 4.8.

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (4.8)$$

Onde:  $n$  é o expoente de encruamento e  $k$  é o coeficiente de resistência.

**Figura 4.20 – Representação esquemática das técnicas empregadas para a determinação das propriedades mecânicas analisadas no trabalho conforme a norma NBR 6152**



(a) Sem patamar de escoamento e (b) com patamar de escoamento.

Fonte: Próprio autor.

No presente trabalho, duas técnicas foram empregadas para a determinação do expoente de encruamento  $n$ , mencionadas ao longo do texto como: 1) método de linearização da curva  $\sigma \times \varepsilon$  e 2) método da formação da estricção. Esses procedimentos foram empregados para todas as condições avaliadas no trabalho, permitindo a comparação entre os resultados obtidos por cada um.

O primeiro método consiste em representar os dados da porção relativa à deformação plástica da curva tensão *versus* deformação reais em escala logarítmica, ou seja, elaborar uma curva  $\log \sigma \times \log \varepsilon$ . Em seguida esses dados são submetidos a um ajuste linear, sendo a inclinação da reta obtida o valor aproximado de  $n$ , conforme a Figura 4.21 (DIETER, 1976; MOVAHED et al., 2009). Diversos trabalhos consideraram essa técnica para a análise da capacidade de encruamento dos aços bifásicos (PARUZ & EDMONDS, 1989; KUMAR et al., 2008; MOVAHED et al., 2009; MAZAHERI et al., 2014a). Alguns desses trabalhos, no entanto, de acordo com o comportamento mecânico apresentado pelo material, dado em função de sua

microestrutura, evidenciaram a conveniência de determinar mais de um valor de expoente de encruamento (MOVAHED et al., 2009; MAZAHERI et al., 2014a), conforme os exemplos exibidos na Figura 4.22. Dessa forma, para a análise dos aços bifásicos investigados neste trabalho, a determinação de  $n$  foi realizada tanto considerando um comportamento único quanto dois estágios de encruamento. Nesse caso, a região da curva  $\log \sigma \times \log \varepsilon$  na qual seria considerada a mudança de comportamento foi determinada inicialmente por observação visual seguida da comparação entre os dados e o ajuste linear. Para as duas abordagens, em um e dois estágios, foi verificado o parâmetro de correlação ( $R^2$ ), que representa uma medida do sucesso da estimativa dos dados. Especificamente para as curvas nas quais a ocorrência de escoamento descontínuo foi detectada, a região relativa ao patamar de escoamento foi desconsiderada, sendo a determinação de  $n$  conduzida para a porção parabólica da curva tensão *versus* deformação reais, até o valor relativo à carga máxima, na qual a deformação é realmente uniforme.

A segunda técnica empregada para a determinação do expoente de encruamento dos aços bifásicos investigados no trabalho, método da formação da estrição, é baseada no fenômeno de instabilidade plástica na tração (KUANG et al., 2009; DIETER, 1976). Durante a deformação nesse ensaio, dois eventos com características distintas podem ser observados: 1) diminuição gradual da área da seção transversal com a alongação do corpo de prova e 2) elevação da capacidade de suportar esforços, ou seja, encruamento do material. Nesse contexto, esses dois eventos concorrem entre si, levando assim ao desenvolvimento de duas etapas no comportamento do metal. Na primeira etapa, o efeito do encruamento é mais elevado, oposto do que é verificado na segunda etapa. A transição de um comportamento para o outro é a carga máxima, caracterizada, portanto, pelo início da estrição do corpo de prova. Considerando a Equação 4.9 para o cálculo da tensão real do material durante a deformação, tem-se para o início da estrição ou instabilidade plástica as relações exibidas pelas Equações 4.10 a 4.12.

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (4.9)$$

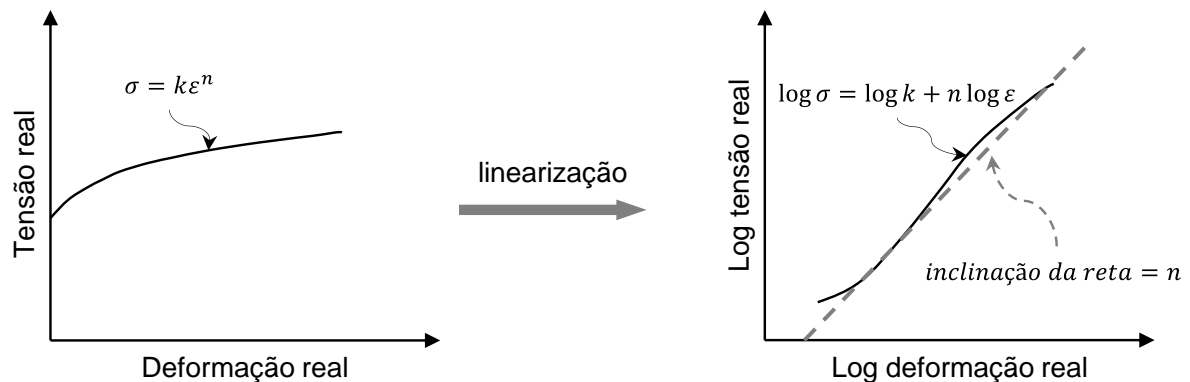
$$dP = 0 \quad (4.10)$$

$$dP = \sigma \cdot dA + A \cdot d\sigma = 0 \quad (4.11)$$

$$\frac{dA}{A} = -\frac{d\sigma}{\sigma} \quad (4.12)$$

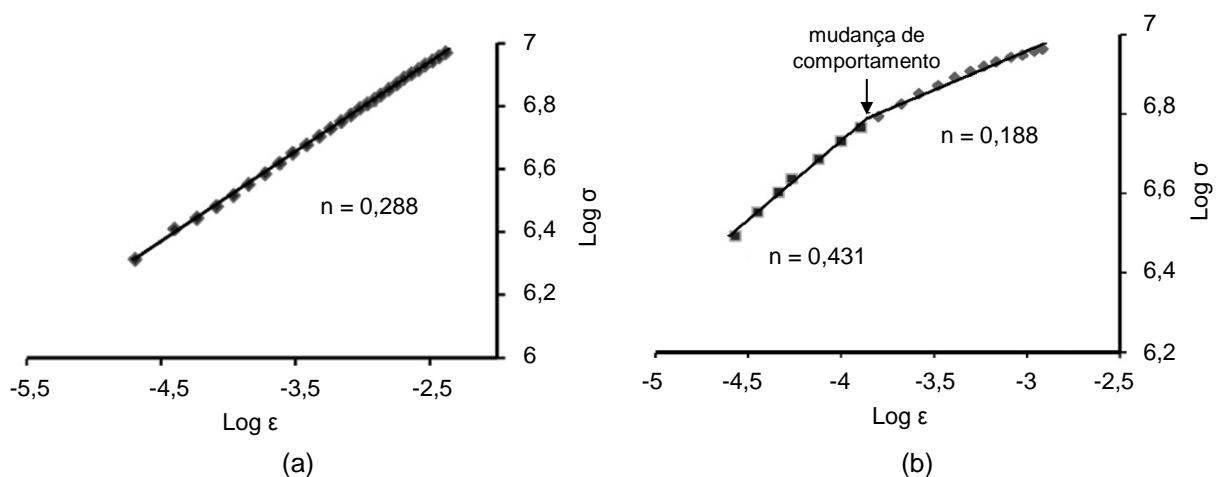
Onde P é a força aplicada e A é a área da seção transversal do corpo de prova.

**Figura 4.21 – Representação esquemática do método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$  empregado para a determinação do expoente de encruamento n da Equação de Hollomon**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 4.22 – Exemplos de determinação do expoente de encruamento pelo método de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$  para um aço com 0,11%C e 0,53%Mn submetido a tratamentos térmicos intercríticos em temperaturas distintas**



(a) Amostra contendo 46,8% de constituinte MA – um expoente de encruamento e (b) amostra de contendo 70,6% de constituinte MA – dois expoentes de encruamento.

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

Durante a deformação uniforme, o volume do material, representado pela Equação 4.13, é mantido constante, dando origem às Equações 4.14 a 4.16. A partir da definição da deformação verdadeira, apresentada na Equação 4.17, e substituição da mesma na Equação 4.16, tem-se a relação mostrada na Equação

4.18. Considerando as Equações 4.12 e 4.18, verifica-se que a taxa de encruamento equivaleria ao valor de tensão real no início da estrição, conforme a Equação 4.19.

$$V = A \cdot l \quad (4.13)$$

$$dV = 0 \quad (4.14)$$

$$A \cdot dl + l \cdot dA = 0 \quad (4.15)$$

$$\frac{dl}{l} = -\frac{dA}{A} \quad (4.16)$$

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \quad (4.17)$$

$$d\varepsilon = -\frac{dA}{A} \quad (4.18)$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad (4.19)$$

Onde  $V$  é o volume,  $l$  é o comprimento útil do corpo de prova e  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  é a taxa de encruamento do material.

Por fim, diferenciando a Equação de Hollomon (Equação 4.8), determina-se a Equação 4.20 que, associada à Equação 4.19, dá origem à relação expressa na Equação 4.21 e, conseqüentemente, à Equação 4.22. Sendo assim, observa-se que no momento de início da estrição, o valor da deformação real uniforme representa o expoente de encruamento  $n$ . Na Figura 4.23 é mostrada a representação dos fenômenos descritos pelas Equações 4.19 e 4.22.

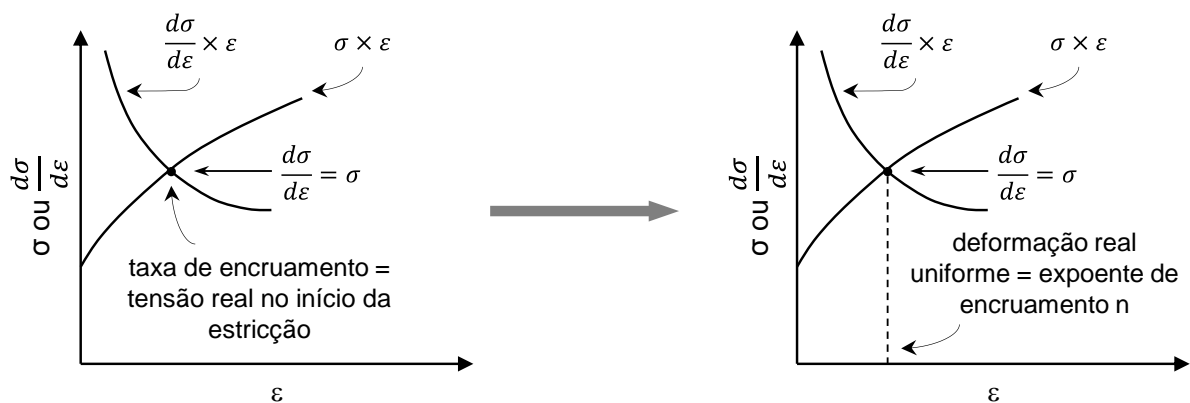
$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = nk\varepsilon^{n-1} \quad (4.20)$$

$$k\varepsilon^n = nk\varepsilon^{n-1} \quad (4.21)$$

$$n = \varepsilon \quad (4.22)$$

No presente trabalho, considerando o segundo método para a determinação do valor de  $n$ , foi utilizado o software OriginPro versão 8.0 para a elaboração das curvas taxa de encruamento *versus* deformação real a serem superpostas nas curvas tensão *versus* deformação reais. De forma a diminuir os efeitos da propagação de erros associada à técnica de obtenção desses resultados (derivação numérica), foi utilizado um sistema de tratamento de dados do próprio software para “suavizar” a curva, trabalhando com média de 25 pontos por vez.

**Figura 4.23 – Representação esquemática da relação observada entre a taxa de encruamento e a tensão real no início da estricção e a deformação real uniforme e o expoente de encruamento**



Fonte: Próprio autor.

## 5 RESULTADOS

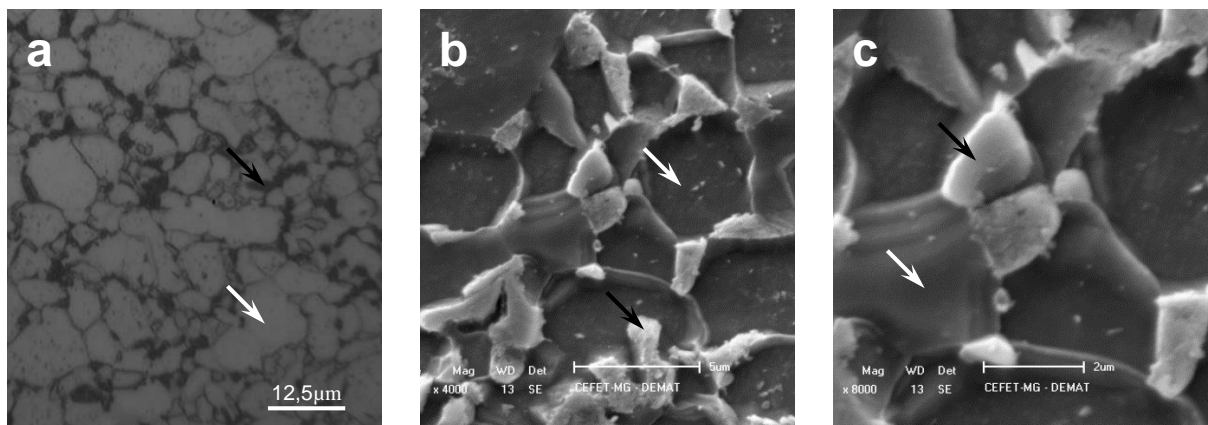
### 5.1 Caracterização dos Materiais no Estado como Recebido

#### 5.1.1 Caracterização microestrutural dos materiais no estado como recebido

As imagens obtidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura dos aços DP600 e DP1000 estudados neste trabalho no estado como recebidos são mostradas nas Figuras 5.1 e 5.2. Ressalta-se que os aspectos observados nas imagens foram verificados em outras fotomicrografias e para as duas amostras de cada material. Dessa forma, essas imagens representam exemplos que evidenciam características gerais dos materiais como um todo. Para as demais condições avaliadas no presente trabalho, o mesmo procedimento foi adotado.

Em ambos os materiais é verificada a presença de ferrita (indicada pelas setas brancas) e do constituinte MA (martensita + austenita retida) destacado por setas pretas, conforme esperado. Na Figura 5.1 é possível observar que no aço DP600 a martensita está presente na forma de ilhas dispersas, enquanto a ferrita se apresenta de forma poligonal como uma matriz contínua. Nota-se que a proporção de MA, constituinte com coloração escura em MO (Figura 5.1a) e em relevo em MEV (Figura 5.1b e c), em relação à ferrita, é reduzida. Por fim, observa-se ainda a presença de carbonetos dispersos na matriz ferrítica.

**Figura 5.1 – Micrografias do aço bifásico DP600 no estado como recebido**

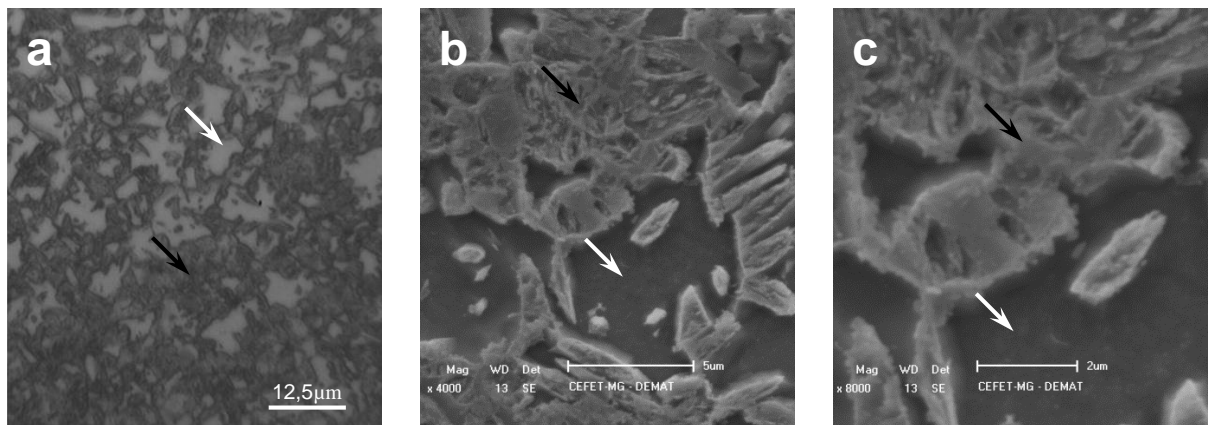


(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

Considerando o aço DP1000 (Figura 5.2), sua microestrutura evidencia a presença do constituinte MA em maior proporção (que a ferrita) e sob a forma de uma espécie de rede contínua, com porções conectadas umas às outras. Nesse caso, em contraste com a microestrutura do aço DP600, a ferrita aparece na forma de ilhas. Em adição a essas características, observa-se, qualitativamente, que a proporção de estrutura martensítica nesse aço é consideravelmente superior à apresentada pelo aço DP600 e também a ocorrência de precipitados na ferrita não é verificada.

**Figura 5.2 – Micrografias do aço bifásico DP1000 no estado como recebido**



(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

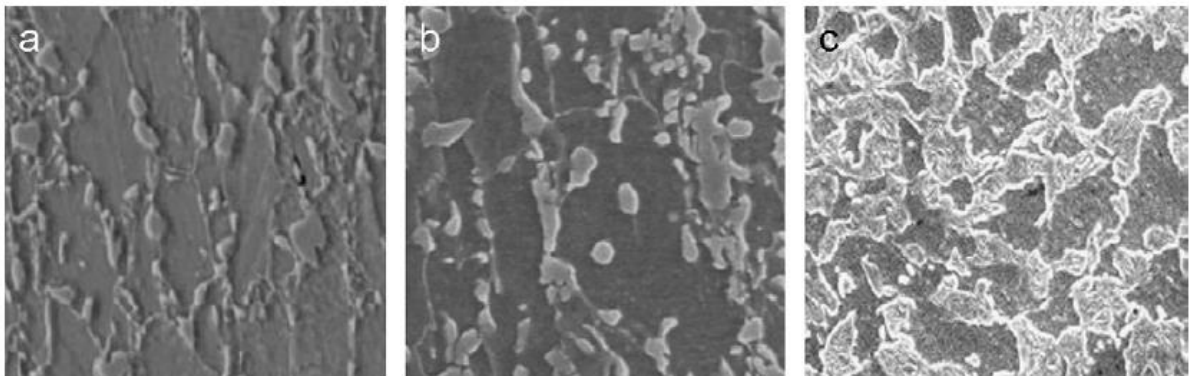
A diferença na microestrutura dos dois aços pode ser associada a diversos fatores, como a composição química e os parâmetros de tratamento térmico intercrítico. Em relação à composição química (Tabela 4.1 e 4.2), o aço DP600 exibe teores de carbono e, principalmente, manganês inferiores aos do aço DP1000. Esses dois elementos, entre outros efeitos, elevam a temperabilidade do material, fazendo com que, a princípio, uma maior quantidade de martensita seja formada no resfriamento brusco, considerando uma mesma temperatura de aquecimento no tratamento térmico (CHIAVERINI, 2005). Paralelamente, sabe-se que a elevação da temperatura mencionada também promove um aumento na proporção de constituinte MA, uma vez que gera maior quantidade de austenita no aquecimento (HAYAT & UZUN, 2011; MAZAHARI et al., 2014a). Visto que os materiais investigados neste trabalho foram adquiridos comercialmente, as condições de processamento prévio de forma detalhada são desconhecidas. No entanto, acredita-



se que as diferenças microestruturais verificadas resultam dos dois fatores mencionados.

Wang e Wei (2013), avaliando as características de três aços bifásicos das classes de resistência de 600MPa, 800MPa e 1000MPa, com teores de carbono distintos (0,110%C, 0,134%C e 0,161%C, respectivamente) e igual teor de manganês, observaram comportamento semelhante ao verificado para os aços DP600 e DP1000 do presente trabalho. Na Figura 5.3 são mostradas as microestruturas desenvolvidas em cada material. Associada ao aumento da classe de resistência dos aços, foi verificada a elevação da proporção de constituinte MA e ainda a alteração na morfologia do mesmo, que passou de ilhas isoladas para uma rede contínua, interligada. Os autores ressaltaram que o comportamento mecânico do material se daria em função não somente da fração volumétrica dos constituintes, mas também de sua distribuição.

**Figura 5.3 – Microestrutura de três tipos distintos de aços bifásicos**



(a) DP600, (b) DP800 e (c) DP1000.

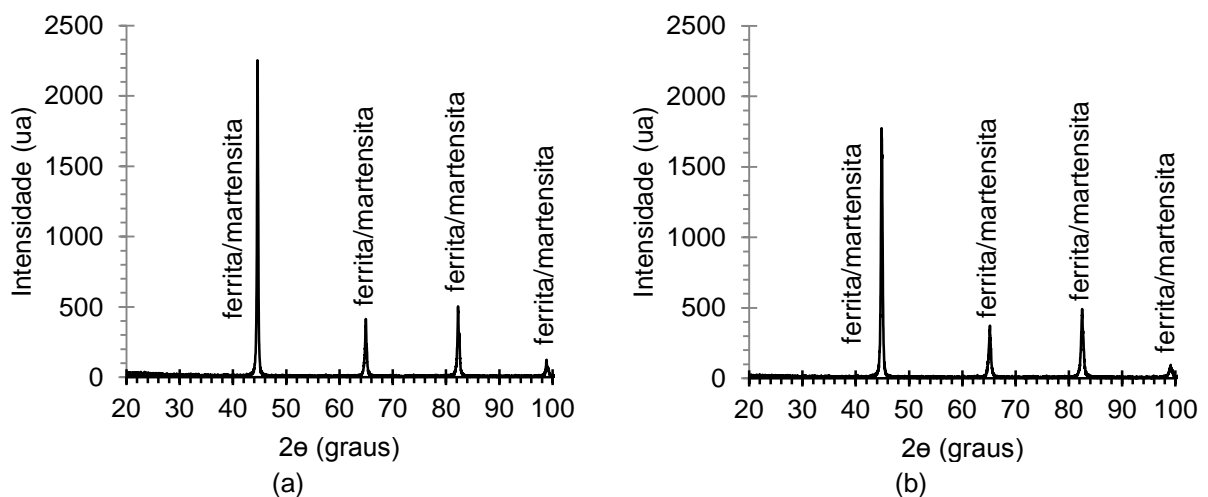
Fonte: WANG & WEI, 2013.

Na Figura 5.4 são apresentados os difratogramas referentes a cada material, obtidos para detectar a possível presença de austenita retida que acompanharia a martensita nas amostras. Observa-se para ambos os aços apenas a presença dos picos característicos das fases ferrita e martensita. De acordo com esses resultados, conclui-se que a proporção de austenita retida no constituinte MA é reduzida, não tendo sido possível ser detectada pela técnica empregada. Acredita-se que essa ausência (ou proporção reduzida) de austenita é decorrente do baixo teor de carbono das ligas e ainda do fato de que o constituinte MA aparece em uma certa

quantidade e que os resultados de difração de raios x se referem às amostras como um todo.

No intuito de complementar a avaliação das características microestruturais dos aços DP600 e DP1000 investigados, na Tabela 5.1 são mostradas as frações volumétricas dos constituintes ferrita, MA e outros, esses últimos estimados pela Equação 4.3. Verifica-se que, conforme observado qualitativamente, o aço DP1000 exibe proporção de constituinte MA bem superior ao aço DP600 e o oposto ocorre em relação à ferrita. Quanto aos demais constituintes, o valor estimado para os dois materiais foi relativamente similar.

**Figura 5.4 – Difratoograma dos aços bifásicos investigados neste trabalho no estado recebido**



(a) DP600 e (b) DP10000.

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.1 – Fração volumétrica dos constituintes presentes nos aços DP600 e DP1000**

Aço	MA	Ferrita	Demais constituintes
DP600	12,5%	68,0%	19,5%
DP1000	58,1%	20,4%	21,5%

Fonte: Próprio autor.

A comparação entre trabalhos diversos, envolvendo a análise das características de aços DP600 e DP1000 (e DP980) e os resultados exibidos no presente estudo mostram uma ampla faixa de fração volumétrica de microconstituintes, levando a níveis de resistência mecânica similares. Na Tabela 5.2 são apresentadas proporções de constituinte MA obtidos para aços bifásicos

com composições químicas variadas, porém das classes de resistência de 600MPa e de 980-1000MPa (HILDITCH et al., 2007; HAN et al., 2011; WU et al., 2012; SODJIT & UTHAISANGSUK, 2012; WANG & WEI, 2013; WANG et al., 2013; REQUENA et al., 2014). Essa variação pode ser associada ao fato de que as propriedades mecânicas do material estão relacionadas não apenas à fração volumétrica dos microconstituintes, mas também a outros fatores, tais como o tamanho de grão austenítico prévio à ocorrência de transformação martensítica, a morfologia e distribuição do constituinte MA e a natureza da ferrita (FEREIDUNI & GHASEMI BANADKOUKI, 2013).

**Tabela 5.2 – Proporção do constituinte MA em aços bifásicos com distintas composições químicas das classes de resistência de 600MPa e de 980-1000MPa**

Trabalho / Autores	DP600 – constituinte MA	DP1000 (DP980) – constituinte MA
Hilditch et al., 2007	24%	----
Han et al., 2011	---	64%
Wu et al., 2012	13,7%	47,3%
Sodjit & Uthaisangsuk, 2012	35%	---
Wang & Wei, 2013	18%	50%
Wang et al., 2013	22%	70%
Requena et al., 2014	----	40%

Fonte: Hilditch et al., 2007; Han et al., 2011; Wu et al., 2012; Sodjit & Uthaisangsuk, 2012; Wang & Wei, 2013; Wang et al., 2013; Requena et al., 2014 (adaptado).

### 5.1.2 Caracterização mecânica dos materiais no estado como recebido

As médias dos valores de dureza Vickers determinados para os aços DP600 e DP1000 são apresentadas na Tabela 5.3, juntamente com os desvios padrão. Na Figura 5.5 é possível visualizar a comparação desses resultados. Nota-se que a dureza apresentada pelo aço DP1000 é superior à do aço DP600, conforme esperado para as duas classes de resistência analisadas no trabalho.

Nas Figuras 5.6 e 5.7 são apresentadas as curvas tensão *versus* deformação convencionais e reais obtidas nos ensaios de tração dos dois aços investigados no estado como recebidos. Ressalta-se que em todas as situações as curvas são

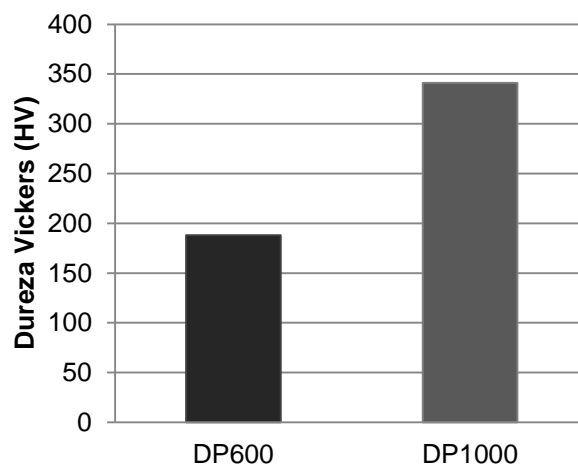
exibidas somente até o valor de tensão correspondente à carga máxima e em duplicata, uma vez que foram conduzidos ensaios em dois corpos de prova para cada condição. Verifica-se, conforme o esperado, que o aço DP1000 apresenta resistência mecânica superior ao aço DP600, sendo que cada um atinge valores bem próximos aos de sua classificação. Em relação à ductilidade, o aço DP600 exibe resultados superiores.

**Tabela 5.3 – Valores de dureza Vickers dos aços DP600 e DP1000 no estado como recebido**

Material	DP600	DP1000
Dureza (HV)	188 ± 5,0	341 ± 4,9

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.5 – Comparação entre os valores de dureza dos aços bifásicos no estado como recebido**

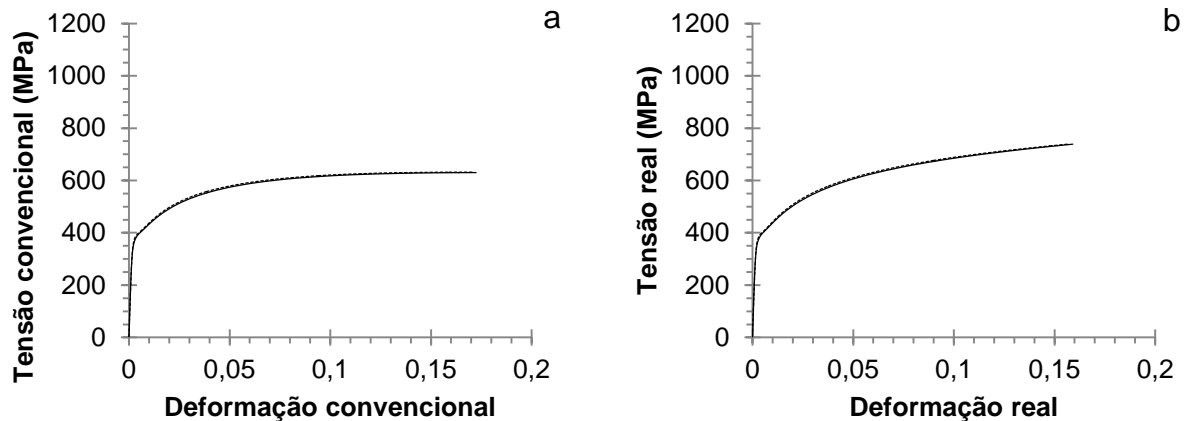


Fonte: Próprio autor.

Os valores médios de limite de escoamento a 0,2%, de limite de resistência e de alongamento uniforme %, determinados por meio das curvas de tensão *versus* deformação convencionais, são expostos na Tabela 5.4 e comparados na Figura 5.8. O aço DP1000 exibiu resistência mecânica, quantificada em termos dos limites de escoamento e de resistência, superior ao aço DP600, oposto do que é observado para a ductilidade, avaliada por meio do alongamento uniforme %. Esses resultados, em conjunto com os dados de dureza, estão de acordo com as características microestruturais observadas para os dois materiais. A diferença entre os valores está relacionada à proporção do constituinte MA no aço DP1000, superior à do aço

DP600 (cerca de quatro vezes), fato que, independente dos demais aspectos microestruturais que influenciam as propriedades mecânicas, levaria a comportamentos bem distintos.

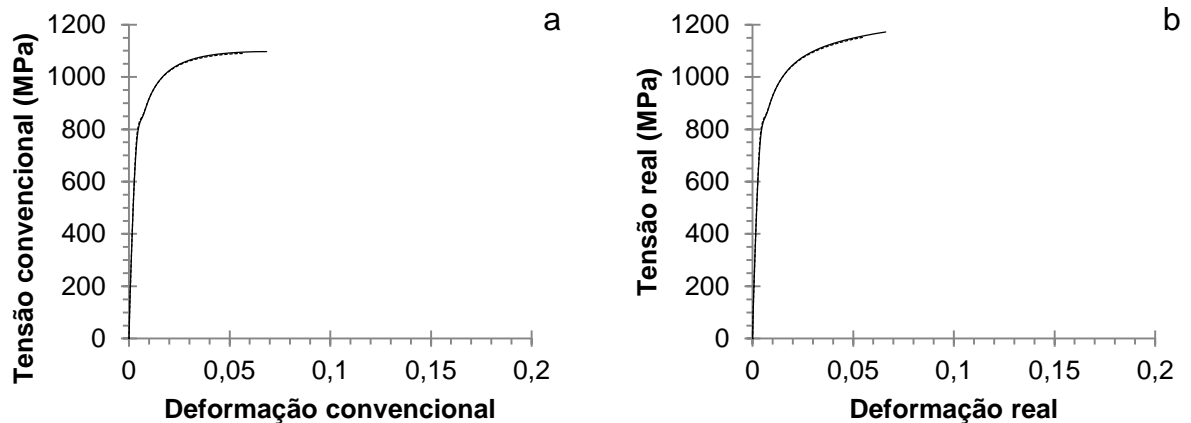
**Figura 5.6 – Curvas tensão *versus* deformação do aço DP600 no estado como recebido**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.7 – Curvas tensão *versus* deformação do aço DP1000 no estado como recebido**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

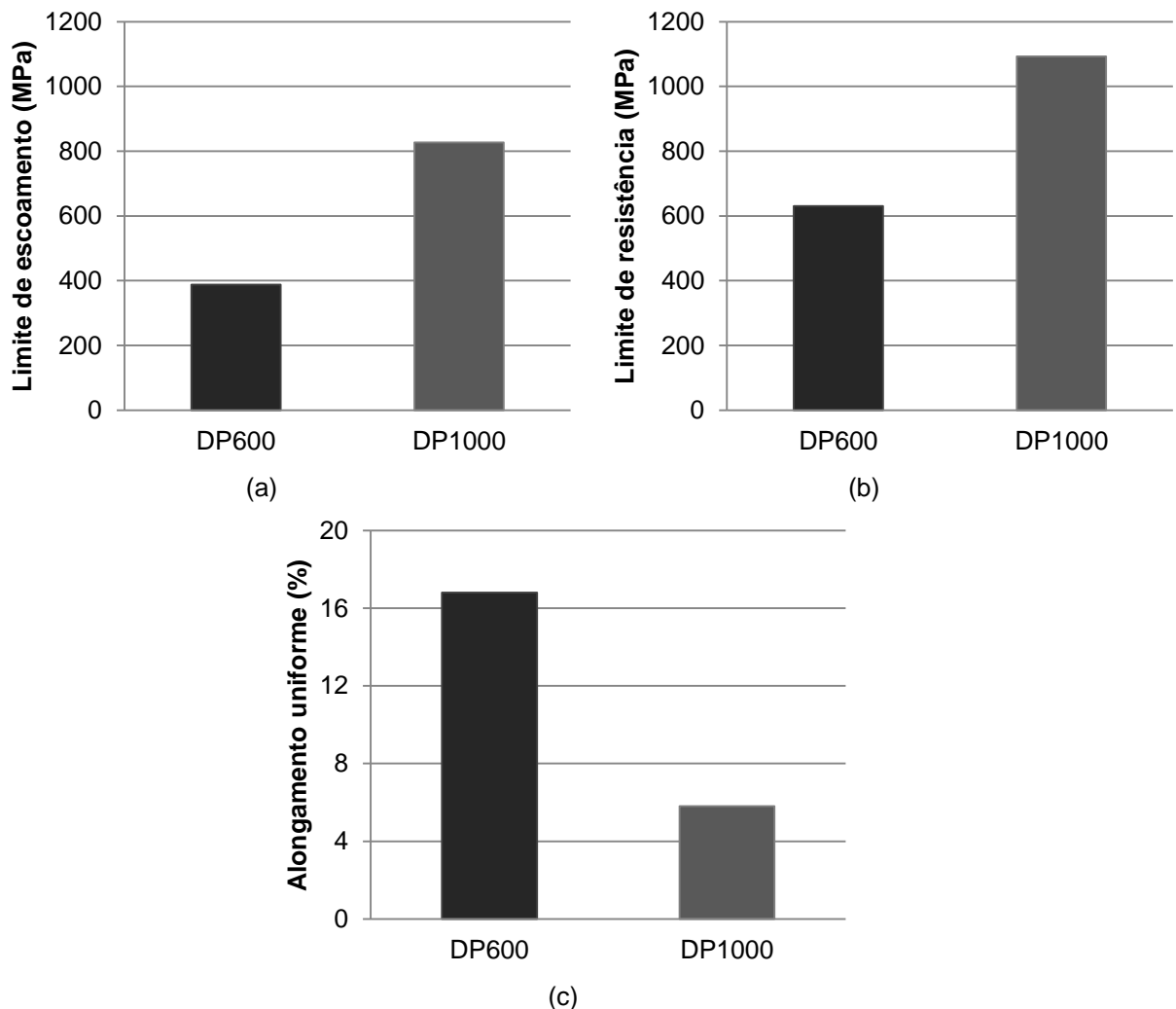
Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.4 – Propriedades mecânicas dos aços bifásicos no estado como recebidos**

Material	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
DP600	388 ± 6,0	631 ± 1,1	16,8 ± 0,2
DP1000	827 ± 5,3	1093 ± 5,0	5,8 ± 0,8

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.8 – Comparação das propriedades mecânicas dos aços DP600 e DP1000 no estado como recebidos**



(a) Limite de escoamento, (b) limite de resistência e (c) alongamento uniforme %.

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 5.5 são mostrados os valores do expoente de encruamento obtidos para os aços DP600 e DP1000, determinados pelos métodos de linearização da curva  $\sigma \times \varepsilon$ , considerando um ( $n_L$ ) e dois estágios ( $n_{L1}$  e  $n_{L2}$ ), e da formação da estricção ( $n_{FE}$ ). Em relação ao primeiro, são exibidos os valores obtidos para cada curva tensão *versus* deformação reais (cada corpo de prova – cp) e o parâmetro de correlação ( $R^2$ ), além da média dos resultados de  $n$ . Para a segunda técnica, são exibidos também os valores calculados para cada corpo de prova e o resultado médio do expoente de encruamento para cada material. Na Figura 5.9 podem ser observados os resultados para os dois materiais. Comparando inicialmente os métodos empregados para o cálculo do expoente de encruamento, verifica-se que,

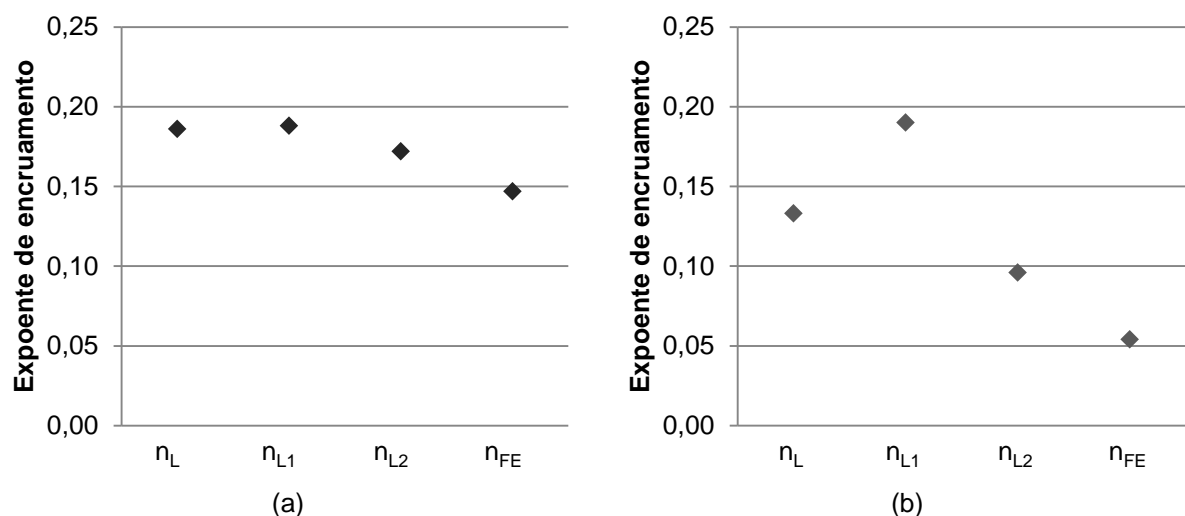
para os dois aços, empregando a técnica de linearização, ao considerar dois estágios de encruamento, o 1º exibiu valores de  $n$  superiores ao 2º. O expoente de encruamento para um estágio único, por outro lado, se situou entre esses dois. O método de formação da estrição levou a resultados inferiores aos demais. Comparando os dois materiais, observa-se que o aço DP600 exibiu resultados de superiores aos do aço DP1000, com exceção dos valores de  $n_{L1}$  (expoente de encruamento determinado pela linearização da curva  $\sigma \times \varepsilon$  – 1º estágio).

**Tabela 5.5 – Expoente de encruamento dos aços DP600 e DP1000 no estado como recebidos**

		Linearização da curva $\sigma \times \varepsilon$						Formação da estrição $n_{FE}$
		um estágio			dois estágios			
		$n_L$	$R^2$	$n_{L1}$	$R^2$	$n_{L2}$	$R^2$	
DP600	cp1	0,184	0,997	0,188	0,991	0,170	0,999	0,145
	cp2	0,187	0,998	0,188	0,991	0,173	0,999	0,149
	média	0,186	----	0,188	----	0,172	----	0,147
DP1000	cp1	0,131	0,966	0,192	0,997	0,093	0,991	0,058
	cp2	0,134	0,971	0,188	0,995	0,099	0,991	0,049
	média	0,133	----	0,190	----	0,096	----	0,054

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.9 – Expoente de encruamento determinado por meio de métodos distintos dos aços DP600 e DP1000 no estado como recebidos**



(a) Aço DP600 e (b) aço DP1000.

Fonte: Próprio autor.

De acordo com Mazaheri et al. (2014a) e Mazinani e Poole (2007), o expoente de encruamento, representando um reflexo das etapas de deformação plástica e encruamento do material, seria reduzido com a elevação da fração volumétrica de constituinte MA (nesse caso empregando o método de linearização da curva  $\sigma \times \varepsilon$  e considerando dois estágios - 2º estágio). Esses resultados estariam relacionados à diminuição da resistência mecânica da martensita devido à redução em seu teor de carbono, que elevaria sua plasticidade e, conseqüentemente, diminuiria sua capacidade de encruamento. Comparando com os resultados do presente trabalho, dentre outros fatores, relacionados à própria microestrutura e à composição química, foi verificada uma acentuada diferença de proporção de martensita entre os dois aços avaliados. Dessa forma, acredita-se que o comportamento observado possa estar associado aos fatores mencionados.

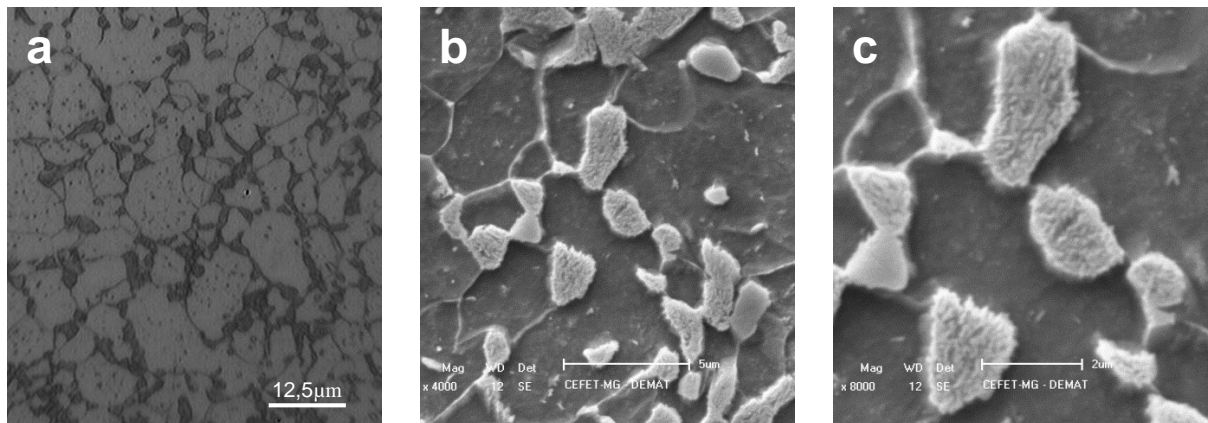
## **5.2 Caracterização dos Materiais Revenidos**

### **5.2.1 Caracterização Microestrutural dos Materiais Revenidos**

Nas Figuras 5.10 a 5.13 são mostradas as imagens obtidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura do aço DP600 após o revenimento realizado nas temperaturas de 250°C, 350°C, 450°C e 550°C. De maneira geral, observa-se que à medida que a temperatura de revenimento foi elevada, as alterações na microestrutura do aço bifásico se tornaram mais pronunciadas. Em relação ao constituinte MA, em comparação com o material não revenido (Figura 5.1), o reaquecimento a 250°C não parece levar a alterações significativas. No entanto, com o aumento da temperatura, verifica-se que a estrutura martensítica no interior das ilhas tendeu a “desmanchar”, enquanto os contornos (interface martensita/ferrita) foram suavizados. A partir da temperatura de 450°C, a presença de precipitados é observada nessas regiões, identificados como partículas claras e relativamente finas. Para a temperatura de 550°C, percebem-se de maneira ainda mais nítida a decomposição das ripas de martensita e a precipitação de carbonetos, esses últimos de dimensões mais elevadas, sugerindo a ocorrência de um processo de coalescimento. Em relação à ferrita, a alteração observada se refere à presença de precipitados, cuja quantidade tendeu a diminuir com a elevação da temperatura de revenimento, especialmente para 450°C e 550°C.



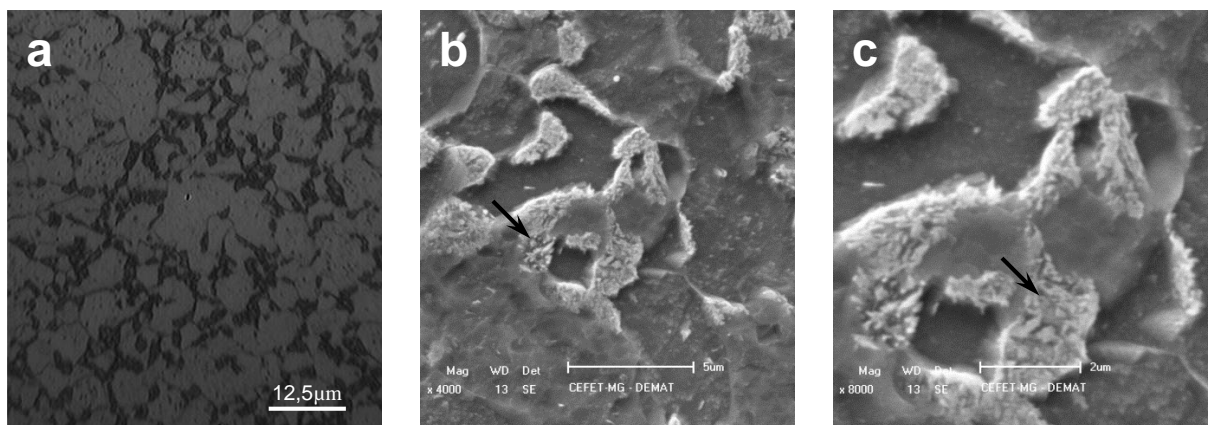
**Figura 5.10 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C**



(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

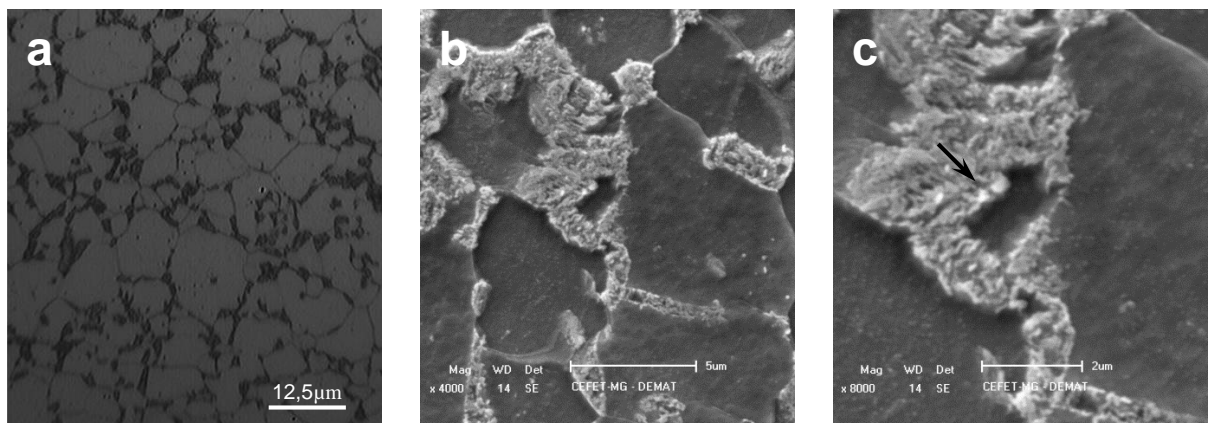
**Figura 5.11 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 350°C**



(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

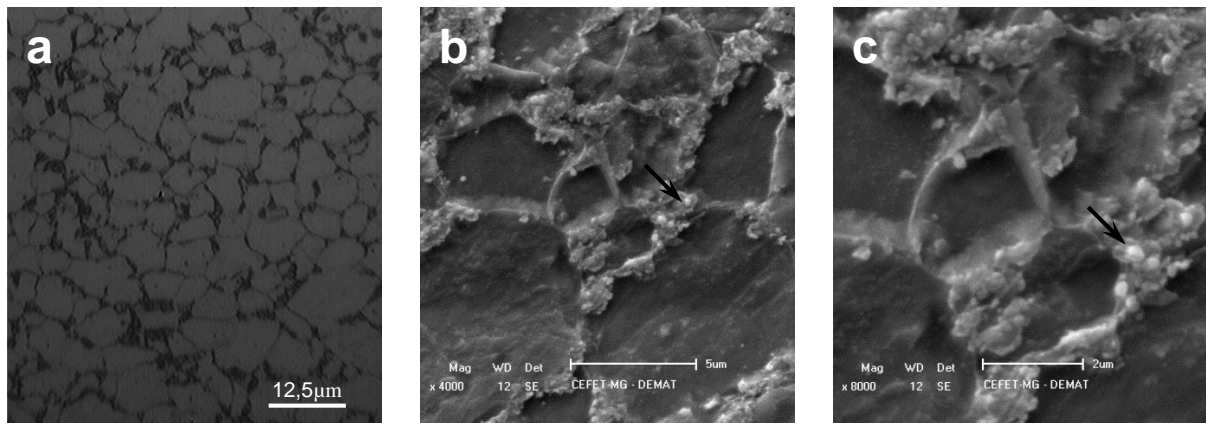
**Figura 5.12 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C**



(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.13 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 550°C**



(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

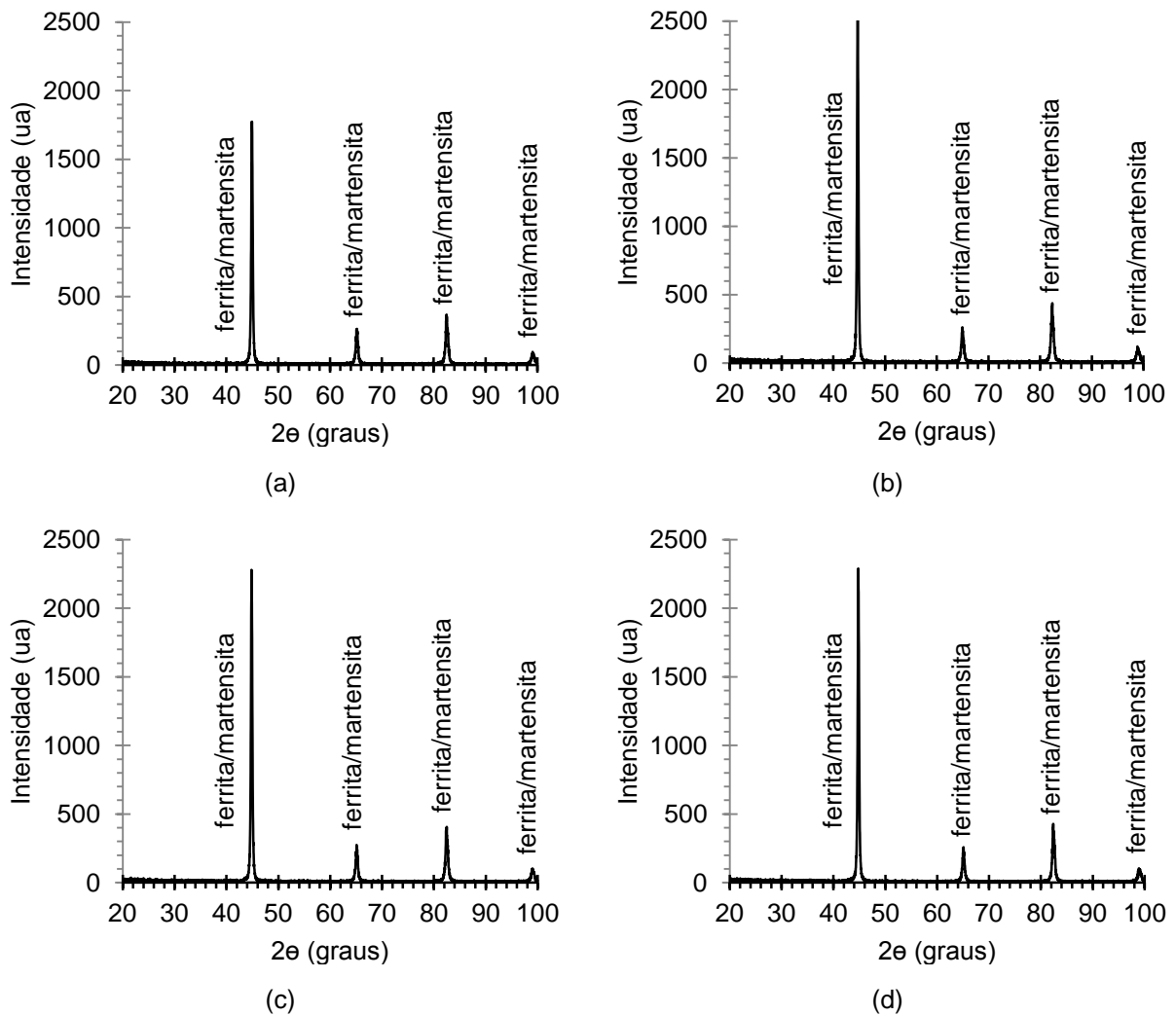
Os difratogramas do aço DP600 revenido nas diferentes temperaturas são exibidos na Figura 5.14. Verifica-se semelhança desses resultados entre si e com aqueles do material no estado como recebido (Figura 5.4a), ou seja, são identificados somente picos referentes à ferrita e à martensita. Dessa maneira, supõe-se que as alterações microestruturais associadas ao processamento térmico não foram possíveis de serem detectadas pela técnica, uma vez que envolveram a transformação gradual da martensita para ferrita e a precipitação e dissolução de carbonetos. A ferrita e a martensita são fases cujos ângulos característicos de difração são similares, logo a modificação na quantidade de cada não é perceptível. Em relação aos carbonetos, sua fração volumétrica não parece ser o suficiente para a geração de picos característicos.

A influência do revenimento na microestrutura do aço DP1000 é apresentada nas Figuras 5.15 a 5.18. Similarmente ao que foi observado para o aço DP600, o aumento da temperatura de tratamento levou a modificações mais acentuadas no material, especialmente em relação ao constituinte MA. Novamente para a temperatura de 250°C as alterações não foram significativas. No entanto, a partir de 350°C é possível perceber a formação de precipitados na martensita, além da decomposição da mesma. Para as temperaturas de 450°C e 550°C, esse processo é ainda mais nítido, sendo os contornos da rede de constituinte MA praticamente desintegrados. Em relação aos carbonetos, comparando com os resultados exibidos pelo aço DP600, além da formação ocorrer aparentemente em temperaturas mais baixas (a partir de 350°C), no aço DP1000 o coalescimento parece ter sido mais

intenso, visto que os precipitados (mais uma vez identificados como partículas de coloração clara) possuem maiores dimensões. Por outro lado, para os grãos de ferrita, considerando as técnicas empregadas, não foi possível verificar alterações tanto com a realização do revenimento como com a elevação da temperatura de tratamento térmico.

Na Figura 5.19 são mostrados os difratogramas do aço DP1000 após a realização do revenimento. Assim como foi verificado para o aço DP600, não é possível perceber as modificações microestruturais ocorridas no tratamento térmico por meio dos resultados apresentados e os difratogramas são semelhantes ao do material em seu estado como recebido (Figura 5.4b).

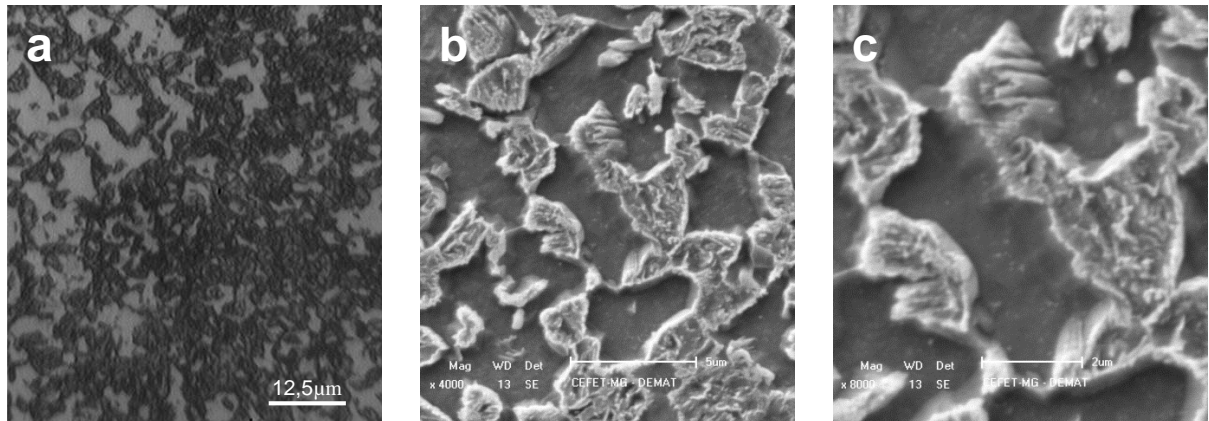
**Figura 5.14 – Difratograma do aço DP600 revenido em diferentes temperaturas**



(a) Aço bifásico revenido a 250°C, (b) 350°C, (c) 450°C e (d) 550°C.

Fonte: Próprio autor.

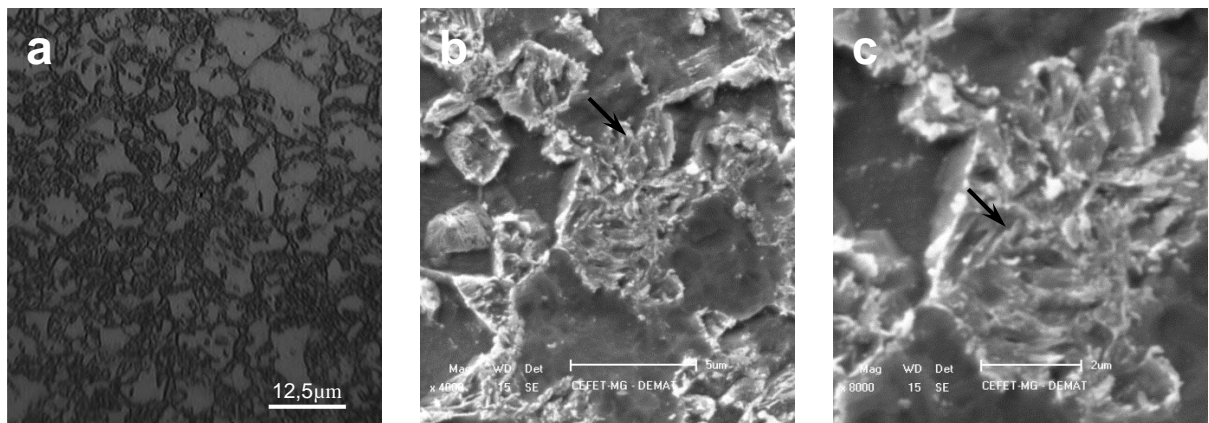
**Figura 5.15 – Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 250°C**



(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

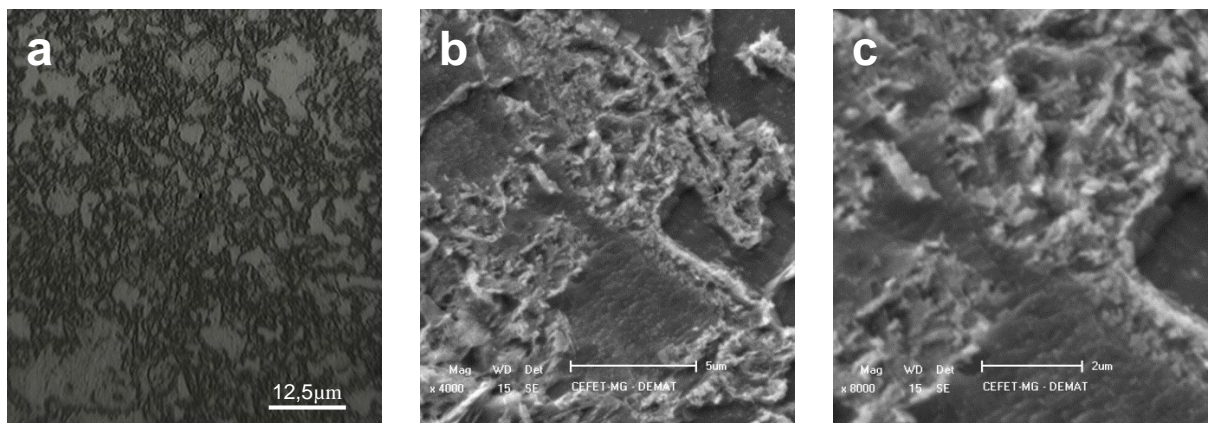
**Figura 5.16 – Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 350°C**



(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

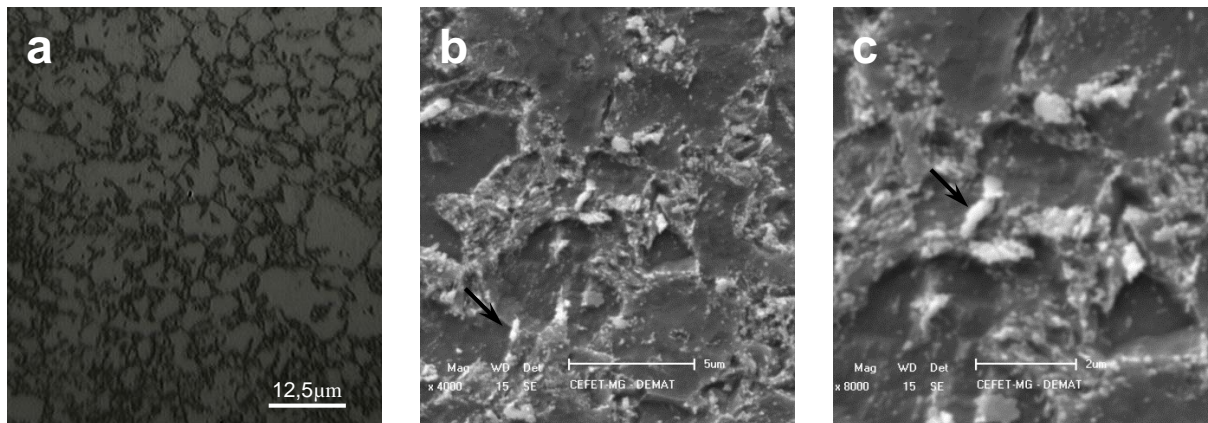
**Figura 5.17 – Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 450°C**



(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

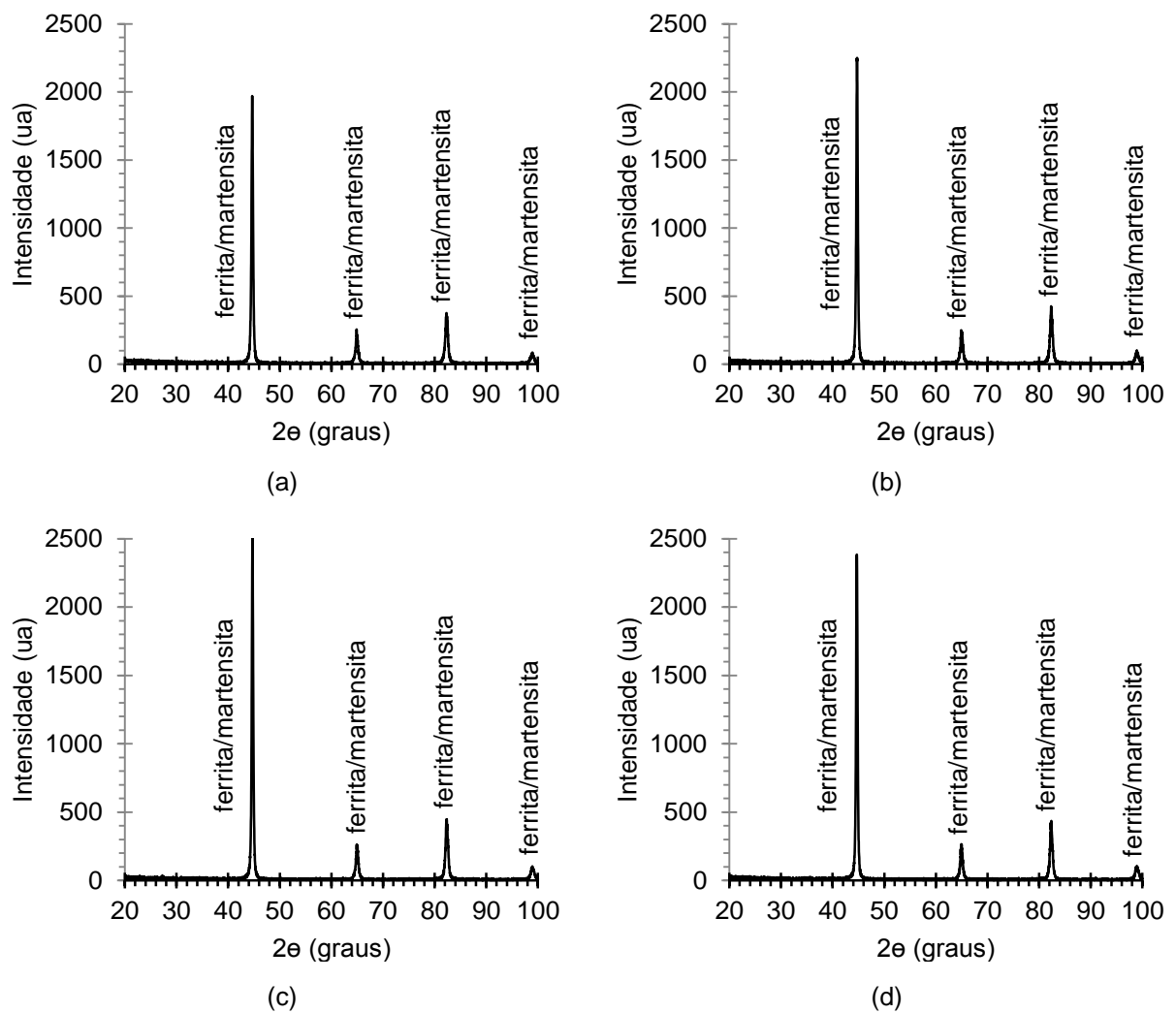
Figura 5.18 – Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 550°C



(a) MO, (b) e (c) MEV com ampliações distintas (ataque químico: Nital 3%).

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.19 – Difratoograma do aço DP1000 revenido em diferentes temperaturas



Material revenido a (a) 250°C, (b) 350°C, (c) 450°C e (d) 550°C.

Fonte: Próprio autor.

Resultados similares àqueles mostrados nas figuras anteriores foram exibidos por aços bifásicos com diferentes composições químicas em trabalhos diversos (KUANG et al., 2014; PUSHKAREVA et al., 2013; SAYED & KHEIRANDISH, 2012; KAMP et al., 2012; GUNDUZ, 2009; LEE et al., 2004). Em geral, esses trabalhos abordaram a ocorrência de fenômenos como a precipitação e dissolução de carbonetos, difusão de carbono nas fases ferrita e martensita e decomposição da estrutura martensítica.

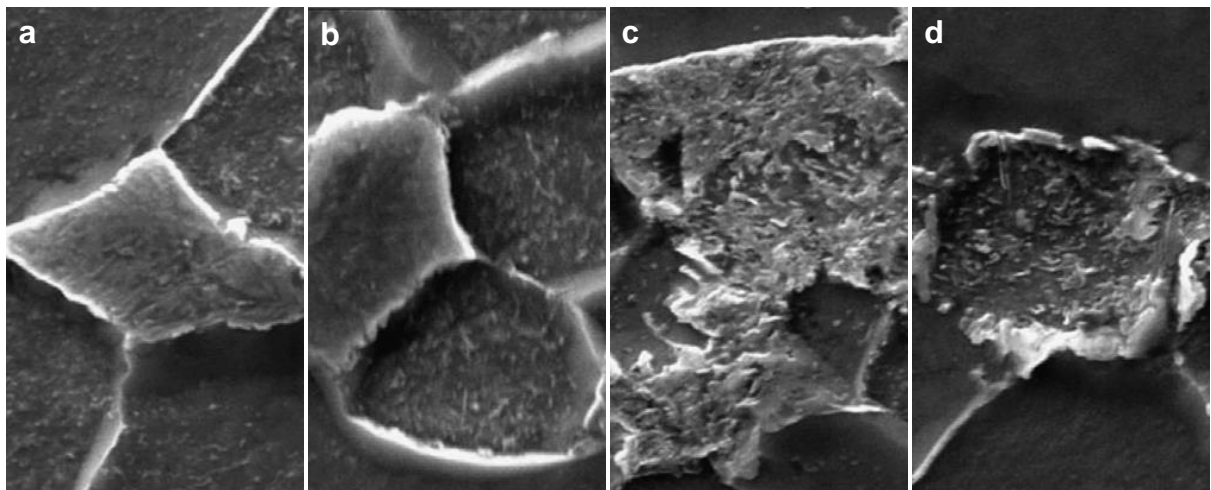
Como exemplo desses resultados, tem-se o estudo de Kuang et al. (2014), que investigaram um aço bifásico 0,083%C-0,322%Mn, com proporção inicial de constituinte MA de 20,6%, revenido em diferentes condições. Foi observado que a realização de tratamento térmico nas temperaturas de 100°C e 200°C não promoveria diferenças pronunciadas na microestrutura do material, levando apenas ao alívio de tensões residuais. No entanto, para a temperatura de 300°C, as superfícies das ilhas de martensita se tornariam mais suaves, fenômeno associado ao início da transformação desse constituinte em ferrita e carbonetos. Com a elevação da temperatura de revenimento para 400°C, verificaram a ocorrência de coalescimento das partículas de cementita. Por fim, com o tratamento a 500°C, a martensita sofreria decomposição completa em ferrita e cementita. Na Figura 5.20 podem ser observadas imagens obtidas por MEV do material tratado intercriticamente e revenido nas temperaturas de 200°C, 400°C e 500°C.

Comparando os resultados do presente trabalho, mostrados nas Figuras 5.10 a 5.13 e 5.15 a 5.18, com os resultados apresentados por Kuang et al. (2014) (Figura 5.20) e ainda com os trabalhos de Sayed e Kheirandish (2012) (Figura 3.12), Kamp et al., (2012) e Gunduz (2009), esses três últimos descritos em uma seção anterior, verifica-se que as principais diferenças estão associadas às faixas de temperaturas nas quais determinados fenômenos ocorreram e à magnitude dos mesmos. Acredita-se que esse comportamento distinto esteja relacionado a vários fatores, uma vez que em cada um dos estudos os materiais exibiam composições químicas específicas e possivelmente foram submetidos a processamentos anteriores diversos, levando a proporções de constituintes diferentes, dentre outras características microestruturais.

Ainda em relação aos aspectos microestruturais dos aços bifásicos revenidos, Pushkareva et al. (2013), em um trabalho desenvolvido com um aço 0,21%C-1,9%Mn-0,195%Cr, destacaram o desenvolvimento de um arranjo em particular. Em

adição à formação de carbonetos, mais pronunciada com a elevação da temperatura, verificaram a ocorrência de coalescimento desses precipitados, que se situaram como cadeias nas interfaces ferrita/martensita e martensita/martensita. Na Figura 5.21 podem ser observadas imagens do material antes e após o revenimento a 230°C e a 440°C. Confrontando as imagens da Figura 5.21 com as fotomicrografias dos materiais investigados no presente trabalho, os resultados sugerem a formação dessas cadeias de carbonetos a partir de 450°C e 350°C para os aços DP600 e DP1000, respectivamente. Para ambos os aços, no entanto, para a temperatura de revenimento de 550°C, esse arranjo estrutural não foi observado.

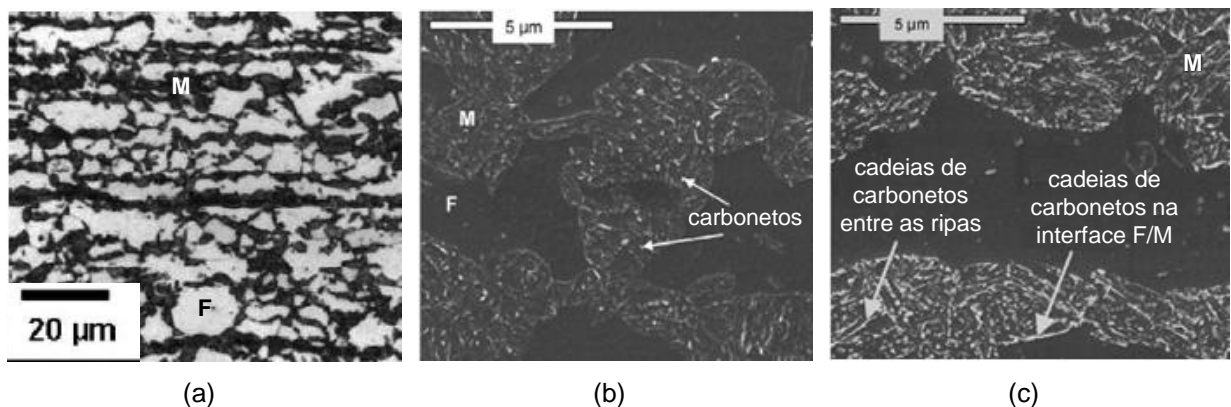
**Figura 5.20 – Fotomicrografias (MEV) de um aço bifásico 0,083%C-0,322%Mn tratado intercriticamente a 780°C e revenido em três temperaturas**



(a) Antes do revenimento, (b) revenido a 200°C, (c) revenido a 400°C e (d) revenido a 500°C.

Fonte: KUANG et al., 2014.

**Figura 5.21 – Fotomicrografias de um aço bifásico 0,15%C-1,9%Mn-0,195%Cr tratado intercriticamente a 755°C por 130s e revenido por 240s em duas temperaturas**



(a) Antes do revenimento - MO, (b) revenido a 230°C - MEV e (c) revenido a 440°C - MEV.

Fonte: PUSHKAREVA et al., 2013 (adaptado).

### 5.2.2 Caracterização Mecânica dos Materiais Revenidos

Os resultados dos ensaios de dureza realizados nos aços DP600 e DP1000 tratados termicamente são expostos na Tabela 5.6 e graficamente exibidos na Figura 5.22. Em adição a esses resultados, os valores determinados para os aços no estado como recebidos (CR) são também exibidos para possibilitar a análise dos efeitos do revenimento na propriedade. Inicialmente, é observado que, de forma geral, houve conservação da dureza para o caso do aço DP600, sendo verificada apenas uma suave redução dos valores a partir da condição de revenimento a 450°C. Esse comportamento se deu em função do fato de que o tratamento térmico de revenimento teria, a princípio, maior influência sobre o constituinte MA, cuja fração volumétrica nesse aço é relativamente baixa (cerca de 12,5%).

Para o aço bifásico DP1000, verifica-se que a dureza é modificada pela temperatura de revenimento e essa alteração se torna mais acentuada com a elevação desse parâmetro. Como já mencionado, esse tipo de processamento térmico tem forte impacto sobre a martensita e, considerando a grande quantidade existente nesse aço inicialmente (cerca de 58,1%), é justificado o declínio dos valores de dureza com a elevação da temperatura.

**Tabela 5.6 – Valores de dureza Vickers dos aços DP600 e DP1000 revenidos em diversas temperaturas**

Revenimento	DP600 Dureza (HV)	DP1000 Dureza (HV)
250°C	194 ± 2,4	323 ± 8,2
350°C	194 ± 4,4	298 ± 5,1
450°C	178 ± 5,6	265 ± 5,4
550°C	170 ± 1,6	221 ± 4,5

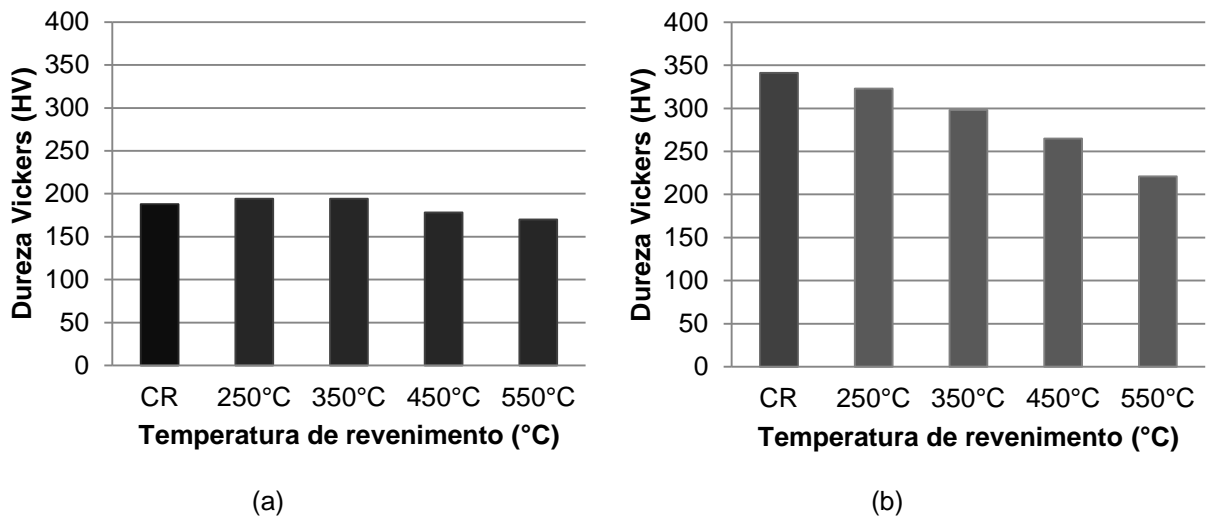
Fonte: Próprio autor.

Os resultados exibidos na Figura 5.22 estão de acordo com as modificações microestruturais observadas nos aços bifásicos com a realização do revenimento. Para ambos os materiais, as alterações mais acentuadas foram constatadas no constituinte MA, indicando que seu impacto no comportamento mecânico posterior do material seja mais pronunciado. Esse comportamento é confirmado pelo trabalho realizado por Sayed e Kheirandish (2012), que mostraram que para um dado aço



bifásico, tanto com a realização do revenimento como com a elevação da temperatura do mesmo, a ferrita presente no material não teria alterações significativas em termos de dureza, oposto do que correria com a martensita.

**Figura 5.22 – Gráficos obtidos pelos ensaios de dureza dos aços bifásicos revenidos em diversas temperaturas**



(a) Valores de dureza do aço bifásico DP600 e (b) do DP1000.

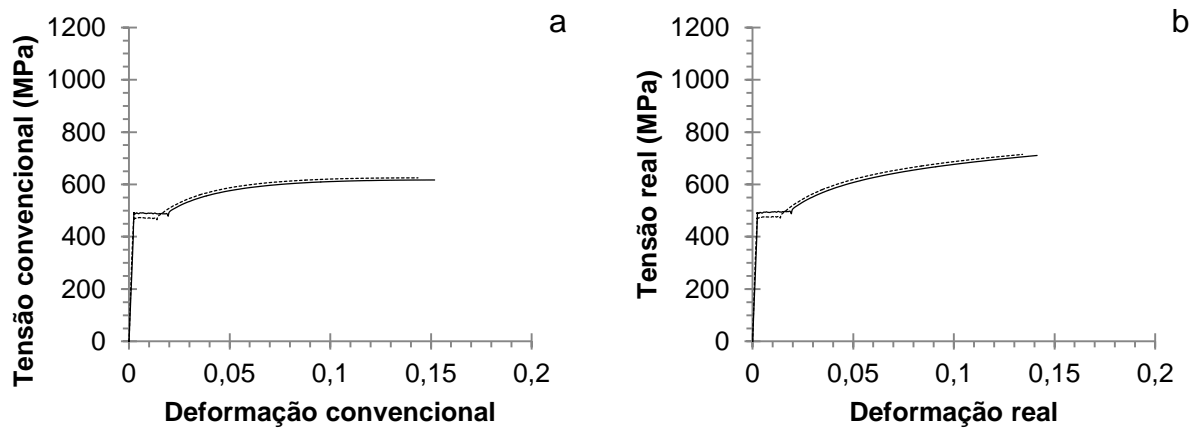
Fonte: Próprio autor.

As curvas tensão *versus* deformação convencionais e reais provenientes dos ensaios de tração para os aços bifásicos DP600 e DP1000 revenidos nas diversas temperaturas são exibidas nas Figuras 5.23 a 5.26 (aço DP600) e 5.27 a 5.30 (aço DP1000). Na Figura 5.31 são mostradas as curvas convencionais de cada liga em um único gráfico, de maneira a facilitar a comparação do comportamento após revenimento. Observa-se que os dados estão deslocados no eixo das abcissas. Tomando por base os resultados dos materiais como recebidos (Figuras 5.6 e 5.7), é verificada, em geral, a queda nos níveis de resistência mecânica com a temperatura de revenimento. Em relação à capacidade de deformação plástica, para o aço DP600 não são observadas alterações significativas. Para o aço DP1000, por outro lado, o aumento da temperatura de tratamento térmico resultou na elevação da deformação exibida pelo material.

Em adição às características mencionadas, a realização de revenimento nos aços bifásicos levou ao aparecimento de patamar de escoamento, ou seja, o tratamento promoveu o envelhecimento do material. No caso do aço DP600, o fenômeno é claro para as quatro temperaturas investigadas, sendo que a elevação

dessas implicou no aumento da elongação do escoamento. Além disso, inicialmente é observada uma elevação do limite superior de escoamento seguida de queda com a temperatura. O aço DP1000, por outro lado, para a temperatura de 250°C, exibiu uma ligeira alteração inicial no formato parabólico da curva. Com o aumento da temperatura de revenimento, a ocorrência do escoamento descontínuo é verificada de forma clara. Mais uma vez, a elevação da temperatura levou ao aumento da extensão do patamar de escoamento e à elevação e queda do limite superior de escoamento.

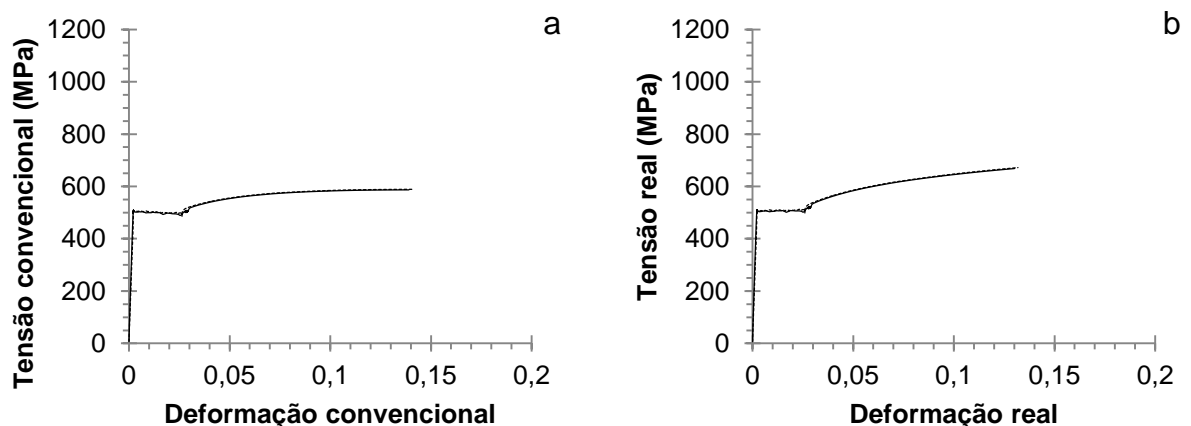
**Figura 5.23 – Curvas tensão versus deformação do aço DP600 revenido a 250°C**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

Fonte: Próprio autor.

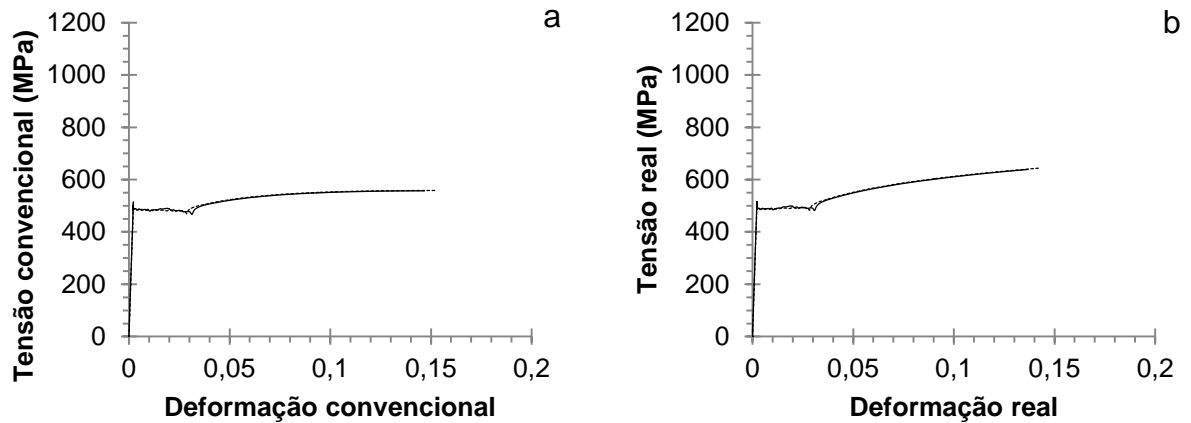
**Figura 5.24 – Curvas tensão versus deformação do aço DP600 revenido a 350°C**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

Fonte: Próprio autor.

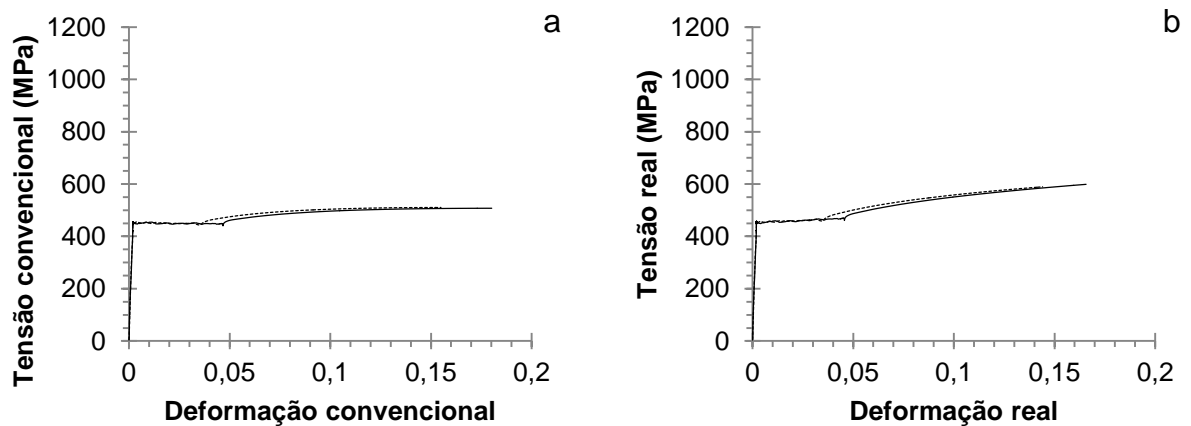
**Figura 5.25 – Curvas tensão versus deformação do aço DP600 revenido a 450°C**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

Fonte: Próprio autor.

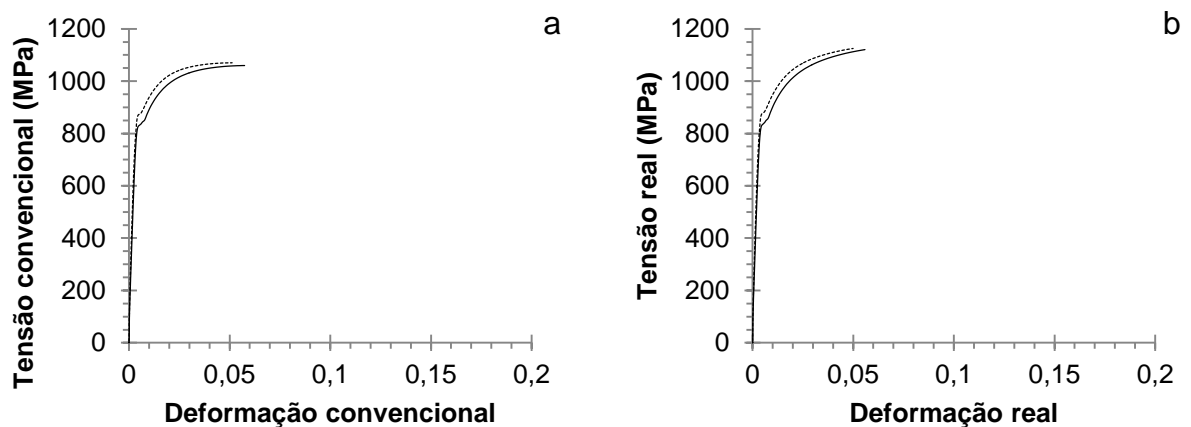
**Figura 5.26 – Curvas tensão versus deformação do aço DP600 revenido a 550°C**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

Fonte: Próprio autor.

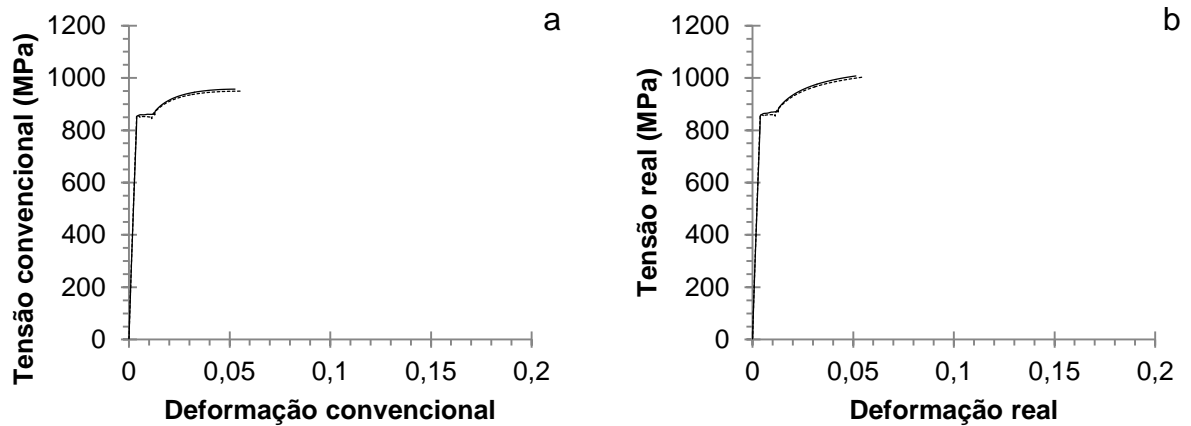
**Figura 5.27 – Curvas tensão versus deformação do aço DP1000 revenido a 250°C**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

Fonte: Próprio autor.

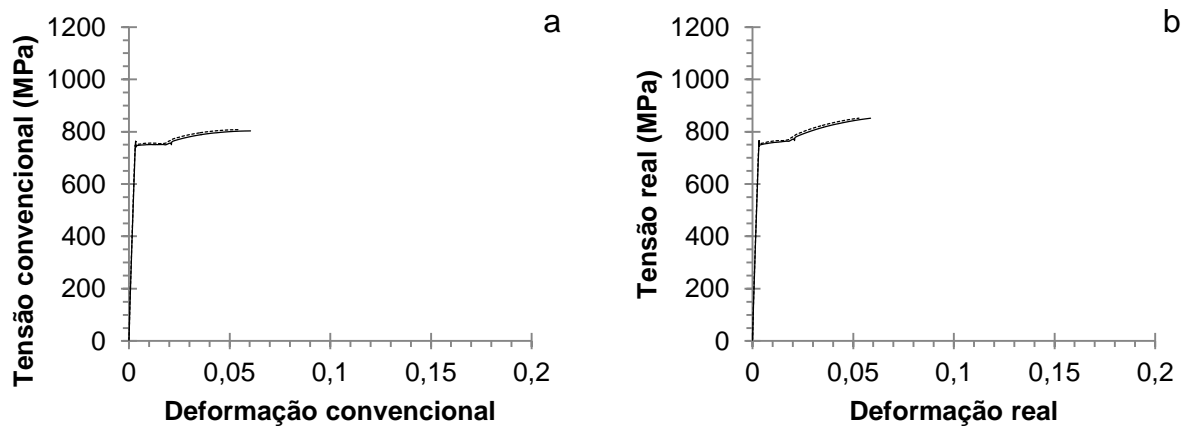
**Figura 5.28 – Curvas tensão versus deformação do aço DP1000 revenido a 350°C**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

Fonte: Próprio autor.

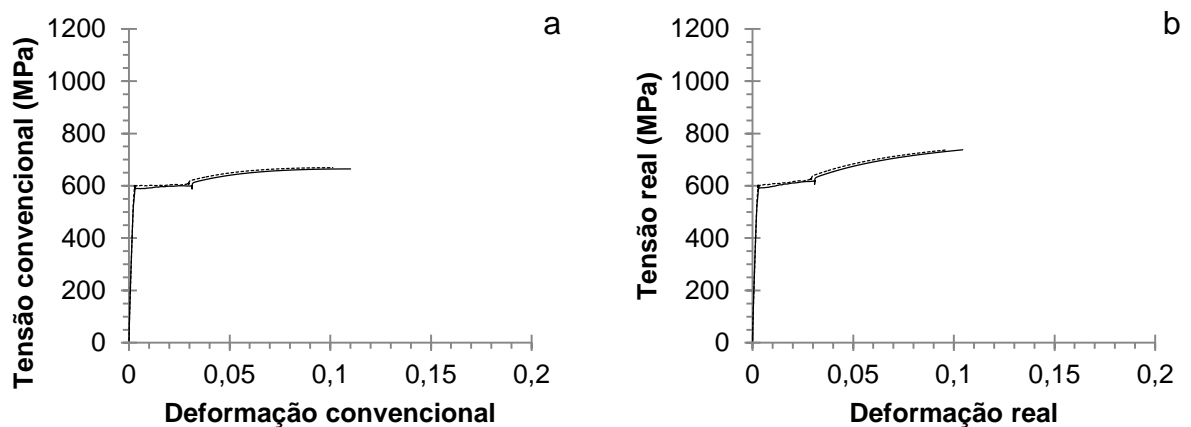
**Figura 5.29 – Curvas tensão versus deformação do aço DP1000 revenido a 450°C**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

Fonte: Próprio autor.

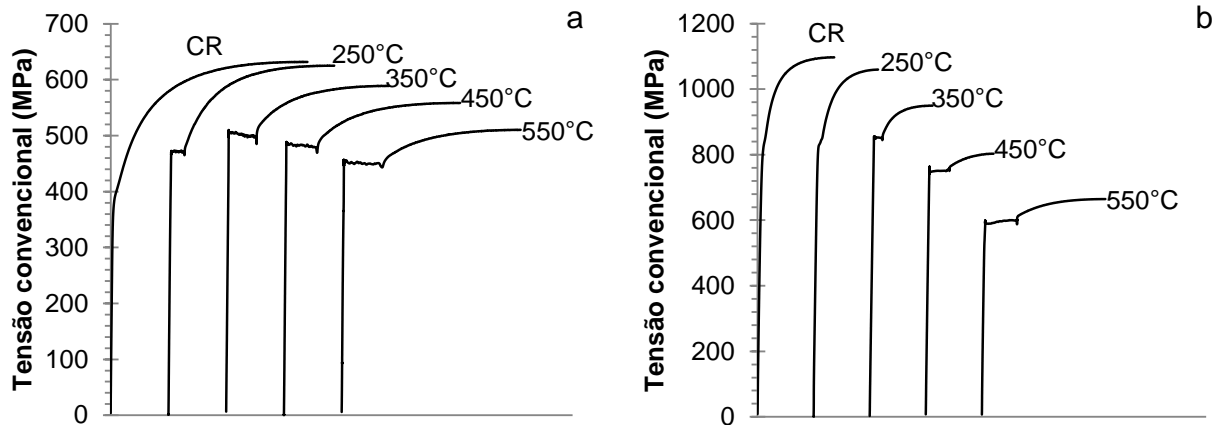
**Figura 5.30 – Curvas tensão versus deformação do aço DP1000 revenido a 550°C**



(a) Tensão convencional *versus* deformação convencional e (b) tensão real *versus* deformação real.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.31 – Comparação entre as curvas tensão versus deformação convencionais dos aços revenidos**



(a) Aço DP600 e (b) aço DP1000.

Fonte: Próprio autor.

Para temperaturas de revenimento mais baixas (como 250°C), a difusão dos átomos de carbono deve ser de curto alcance, ou seja, os átomos que estão como solutos intersticiais ou combinados como precipitados na ferrita são os únicos capazes de difundir na própria ferrita, aprisionando as discordâncias anteriormente móveis. No caso do aço DP600, ainda que o efeito desse rearranjo dos átomos de carbono seja supostamente discreto em função de seu baixo teor (SAYED & KHEIRANDISH, 2012), uma vez que a proporção de ferrita é muito elevada em comparação aos demais constituintes, ainda assim a alteração no comportamento mecânico macroscópico do material é perceptível. Para o aço DP1000, o processo de difusão é similar. Entretanto, devido à reduzida proporção de ferrita, o efeito do reaquecimento é mais discreto, sendo pouco observado nas curvas tensão *versus* deformação, como verificado para a temperatura de revenimento de 250°C. Com a elevação da temperatura de tratamento, em ambos os aços, a difusão passa a ser também de longo alcance (SAYED & KHEIRANDISH, 2012). Ou seja, átomos de carbono presentes na martensita e nas interfaces martensita/ferrita são capazes de migrar para a ferrita e ancorar as discordâncias móveis. Dessa forma, devido à quantidade desses elementos disponíveis, o fenômeno se dá de forma mais pronunciada, levando à ocorrência de escoamento descontínuo mais nítido.

Os resultados referentes à ocorrência de escoamento descontínuo nos aços DP600 e DP1000 parecem estar de acordo com aqueles obtidos por Gunduz (2009) e Sayed e Kheirandish (2012). No caso do trabalho de Gunduz (2009), com aços

bifásicos com fração volumétrica de 13% e 19% de martensita, o aparecimento do patamar de escoamento se deu com a passagem da temperatura de revenimento de 200°C para 300°C. Para Sayed e Kheirandish (2012), investigando um aço com 31% de martensita, a temperatura na qual o fenômeno foi constatado foi de 400°C. No presente trabalho, o aço DP600, com 12,5% de martensita, exibiu patamar de escoamento na primeira temperatura avaliada. O aço DP1000, com 58,1% de martensita, exibiu escoamento descontínuo de forma clara em uma temperatura superior.

As propriedades mecânicas do aço DP600 revenido são apresentadas na Tabela 5.7 e exibidas graficamente na Figura 5.32. Observa-se que para o limite de escoamento, em comparação com o aço no estado como recebido, a realização de revenimento em temperaturas mais baixas (250°C e 350°C) promoveu a elevação desse parâmetro. Com o aumento da temperatura de tratamento, foi verificada queda nos valores de limite de escoamento. No entanto, em geral, não houve alterações significativas de resultados devido à temperatura, com exceção do material revenido a 550°C. Para o limite de resistência, não somente são observadas alterações expressivas, mas também é verificada uma tendência mais clara à queda dos valores com a elevação da temperatura de tratamento térmico. Quanto ao alongamento uniforme, é constatada uma queda em relação ao material no estado inicial seguida de elevação com a temperatura de revenimento. Similarmente ao limite de escoamento, a alteração mais significativa ocorreu apenas para a temperatura mais elevada de tratamento.

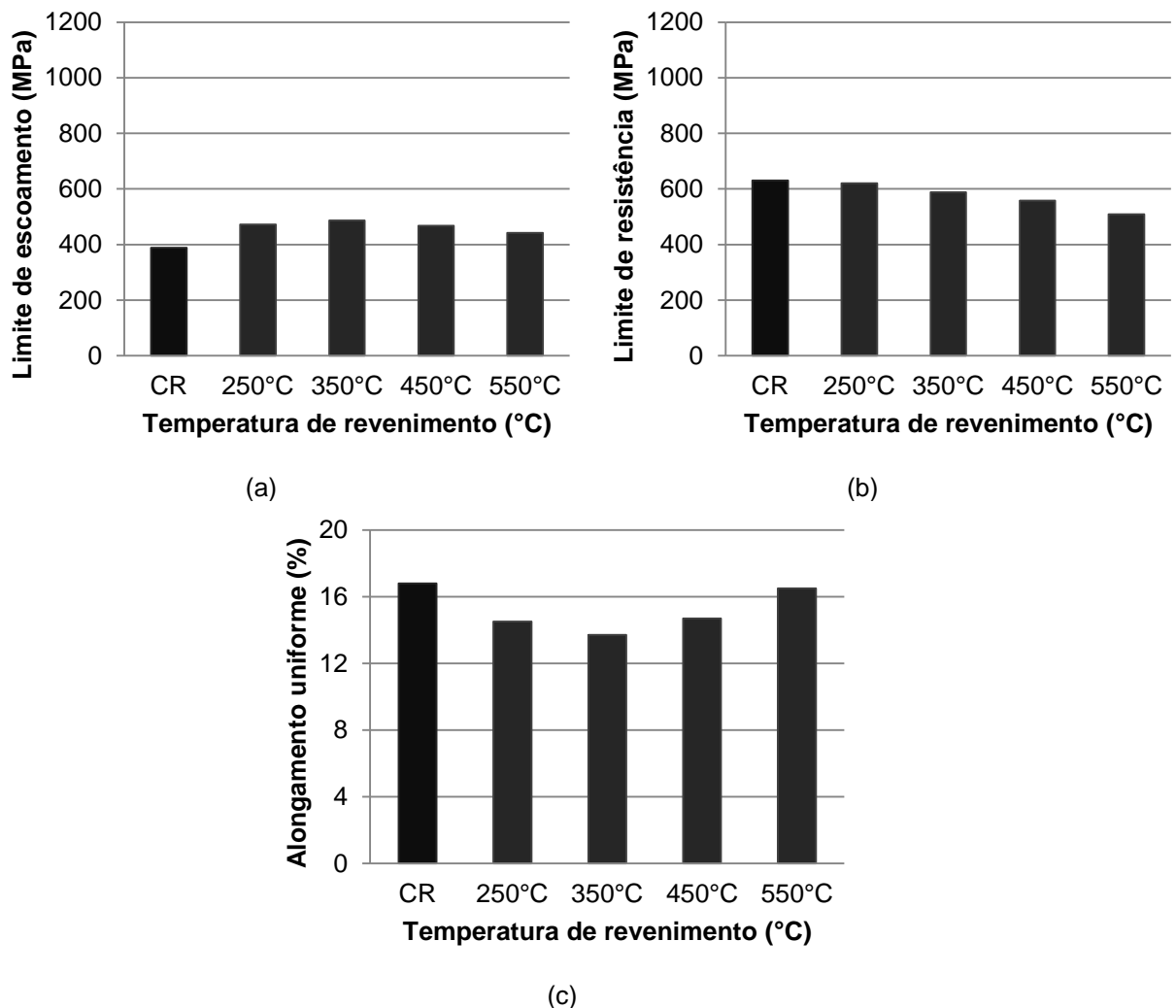
A elevação do limite de escoamento com a realização de revenimento em temperaturas mais baixas pode ser atribuída ao fenômeno de envelhecimento. Com a utilização de temperaturas de tratamento mais elevadas, apesar do envelhecimento também estar presente, ocorre uma alteração acentuada na microestrutura do material, especialmente nas ilhas de martensita. Essa modificação reduz a resistência mecânica desse constituinte e, portanto, leva à queda nos valores de limite de escoamento. No entanto, para o limite de resistência, visto que esse parâmetro para os aços bifásicos está relacionado à capacidade de resistir a esforços já no regime plástico, o envelhecimento não teria a mesma influência. Sendo assim, os resultados são influenciados principalmente pelas alterações no constituinte MA durante o tratamento térmico que, como analisado anteriormente, se tornam mais acentuadas com a elevação da temperatura.

**Tabela 5.7 – Valores das propriedades mecânicas do aço DP600 revenido**

Revenimento	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
250°C	472 ± 9,6	621 ± 5,7	14,5 ± 0,6
350°C	487 ± 2,6	588 ± 1,6	13,7 ± 0,1
450°C	468 ± 1,7	558 ± 1,0	14,7 ± 0,4
550°C	442 ± 2,1	509 ± 2,0	16,5 ± 1,8

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.32 – Comparação das propriedades mecânicas do aço DP600 revenido**



(a) Limite de escoamento, (b) limite de resistência e (c) alongamento uniforme %.

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 5.8 são mostrados os valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento uniforme obtidos para o aço DP1000 após revenimento, e na Figura 5.33 esses resultados são apresentados graficamente. O limite de

escoamento, similarmente ao que foi observado para o aço DP600, aumentou com a realização de revenimento em temperatura mais baixa (250°C), em comparação com o resultado da liga como recebida. Nesse caso, entretanto, a alteração foi menos acentuada que a verificada para o aço DP600. Com a elevação da temperatura de tratamento térmico, a tendência de redução no limite de escoamento foi constatada. Para o limite de resistência, o aumento da temperatura de revenimento também promoveu a queda nos resultados. Para esse parâmetro, no entanto, os efeitos da temperatura pareceram ser mais pronunciados. A ductilidade seguiria caminho contrário ao da resistência, ou seja, quanto maior fosse a temperatura de revenimento mais elevado seria o valor do alongamento uniforme. Porém, até a temperatura de 450°C os valores dessa propriedade basicamente se mantiveram constantes, havendo elevação expressiva somente para 550°C onde, comparado com o estado como recebido, o alongamento uniforme vai de 5,8% para 10,3%, correspondendo a aumento de 78%.

**Tabela 5.8 – Valores das propriedades mecânicas do aço DP1000 revenido**

Revenimento	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
250°C	852 ± 19,1	1065 ± 7,4	5,0 ± 0,4
350°C	843 ± 1,6	954 ± 5,3	5,0 ± 0,3
450°C	747 ± 6,2	805 ± 3,4	5,4 ± 0,4
550°C	592 ± 9,1	667 ± 3,4	10,3 ± 0,6

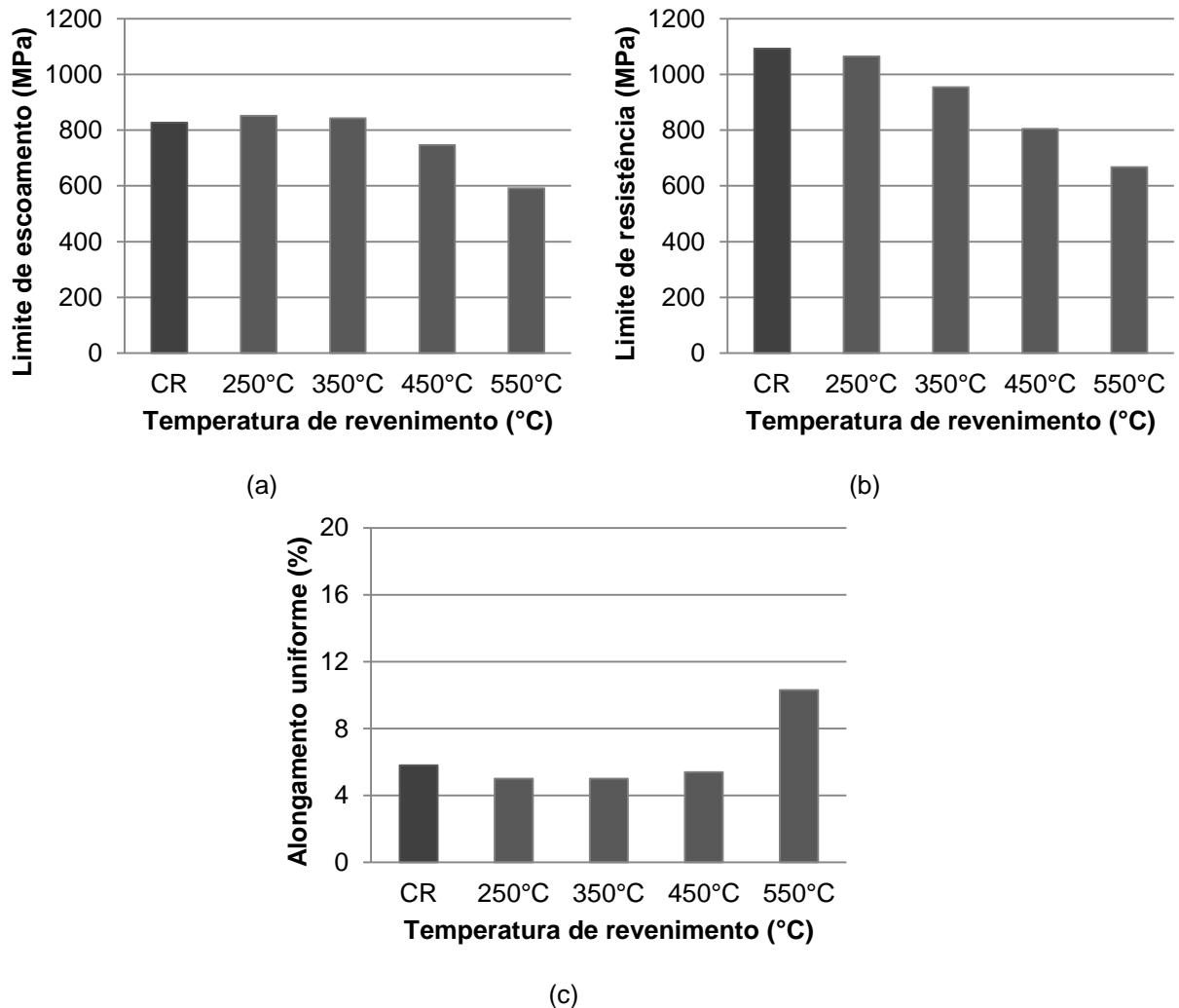
Fonte: Próprio autor.

Os fenômenos associados ao comportamento dos limites de escoamento e de resistência do aço DP1000 possivelmente são os mesmos do aço DP600. A elevação do limite de escoamento com a temperatura de 250°C também está relacionada ao envelhecimento do material. No entanto, uma vez que o envelhecimento ocorre essencialmente na ferrita e o aço DP1000 exibe uma fração volumétrica desse constituinte muito inferior à do aço DP600, espera-se que seus efeitos em média no material sejam mais discretos, como comentado na análise da Figura 5.31. A redução desse parâmetro com a temperatura novamente pode ser vinculada às modificações na estrutura martensítica, sendo que a proporção desse



constituente leva a efeitos mais acentuados que no aço DP600, similarmente ao que ocorre com o limite de resistência.

**Figura 5.33 – Comparação das propriedades mecânicas do aço DP1000 revenido**



(a) Limite de escoamento, (b) limite de resistência e (c) alongamento uniforme %.

Fonte: Próprio autor.

Os resultados exibidos nas Figuras 5.32 e 5.33 estão parcialmente de acordo com aqueles apresentados em outros trabalhos realizados para aços bifásicos de composição química e características microestruturais diversas (GUNDUZ, 2009; LEE et al., 2004; SAYED & KHEIRANDISH, 2012; KAMP et al., 2012). Kamp et al. (2012) e Sayed e Kheirandish (2012) também verificaram elevação nos valores de limite de escoamento em comparação com os materiais apenas tratados intercriticamente. A queda desses resultados com o aumento da temperatura de

revenimento foi constatada por Lee et al. (2004), Kamp et al. (2012) e Sayed e Kheirandish (2012). Gunduz (2009), por outro lado, observou limite de escoamento ligeiramente inferior àquele para o aço bifásico não revenido e, em relação à influência da temperatura de revenimento, nenhuma alteração significativa foi verificada. Para o limite de resistência, entretanto, todos os trabalhos citados apresentaram o mesmo comportamento dos aços bifásicos investigados neste trabalho. Por fim, em relação ao alongamento uniforme, os trabalhos evidenciaram modificações pouco expressivas se comparadas ao alongamento total, com exceção de temperaturas de revenimento mais elevadas (GUNDUZ, 2009; LEE et al., 2004; SAYED & KHEIRANDISH, 2012; KAMP et al., 2012). Na Tabela 5.9 são mostrados, como exemplos, os resultados obtidos por Lee et al. (2004) para um aço bifásico 0,22%C-0,77%Mn-1,06%Cr tratado intercriticamente e revenido em duas temperaturas.

**Tabela 5.9 – Propriedades mecânicas do aço bifásico 0,22%C-0,77%Mn-1,06%Cr tratado intercriticamente e revenido em duas temperaturas**

Condição	Dureza Vickers (HV)		Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (%)
	Martensita	Ferrita			
Tratado Intercriticamente	640	175	660	1056	12
Revenido a 350°C	509	177	500	935	15
Revenido a 600°C	303	170	420	636	26

Fonte: LEE et al., 2004 (adaptado).

Nas Tabelas 5.10 e 5.11 são apresentados os valores dos expoentes de encruamento para os aços bifásicos DP600 e DP1000 revenidos obtidos pelas duas técnicas: 1) linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$  em um único estágio ( $n_L$ ) e em dois estágios ( $n_{L1}$  e  $n_{L2}$ ) e 2) formação da estricção ( $n_{FE}$ ). No caso da primeira técnica, os resultados estão acompanhados de seus respectivos valores do parâmetro de correlação ( $R^2$ ). Ainda, os valores de  $n$  estão graficamente exibidos na Figura 5.34, na qual são representados também os resultados para os aços no estado como recebidos, de forma a facilitar sua comparação.

Independente da técnica utilizada para a determinação do expoente de encruamento e do aço analisado, DP600 ou DP1000, em geral, uma mesma tendência de comportamento foi observada. Com a realização do revenimento a 250°C, foi verificada a queda nos valores de  $n$ , em comparação com os aços no estado inicial, que continua até 350°C. Acima dessa temperatura de revenimento, o comportamento foi alterado, ou seja, o expoente de encruamento passou a aumentar com a elevação da temperatura de tratamento. As principais diferenças entre as duas ligas bifásicas investigadas no trabalho foram que o aço DP1000 revenido, assim como ocorreu para o estado como recebido, apresentou valores de  $n$  inferiores aos do aço DP600 revenido. Em adição a esse fato, para o aço DP1000 foram verificadas as maiores diferenças de resultados entre as técnicas empregadas para a determinação do expoente de encruamento.

**Tabela 5.10 – Expoente de encruamento do aço DP600 revenido**

		Linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						Formação da estricção
		um estágio		dois estágios				
		$n_L$	$R^2$	$n_{L1}$	$R^2_1$	$n_{L2}$	$R^2_2$	
250°C	cp1	0,167	0,994	0,186	0,997	0,139	0,999	0,121
	cp2	0,166	0,995	0,185	0,997	0,144	0,999	0,133
	média	0,167	----	0,186	----	0,142	----	0,127
350°C	cp1	0,150	0,996	0,158	0,996	0,137	0,999	0,126
	cp2	0,160	0,990	0,165	0,999	0,137	0,999	0,121
	média	0,155	----	0,162	----	0,137	----	0,124
450°C	cp1	0,153	0,998	0,161	0,997	0,143	0,999	0,134
	cp2	0,156	0,996	0,158	0,996	0,141	0,999	0,130
	média	0,155	----	0,160	----	0,142	----	0,132
550°C	cp1	0,157	0,998	0,163	0,998	0,149	0,999	0,137
	cp2	0,173	0,998	0,178	0,997	0,167	0,999	0,155
	média	0,165	----	0,171	----	0,158	----	0,146

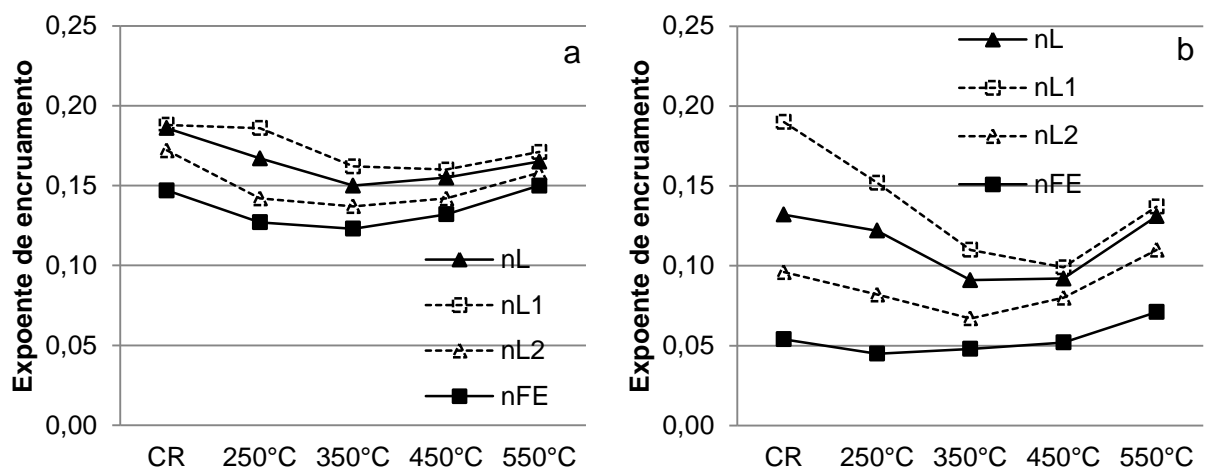
Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.11 – Expoente de encruamento do aço DP1000 revenido

		Linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						Formação da estricção
		um estágio		dois estágios				
		$n_L$	$R^2$	$n_{L1}$	$R^2_{1}$	$n_{L2}$	$R^2_{2}$	$n_{FE}$
250°C	cp1	0,133	0,978	0,164	0,995	0,088	0,993	0,049
	cp2	0,111	0,977	0,140	0,997	0,076	0,994	0,041
	média	0,122	----	0,152	----	0,082	----	0,045
350°C	cp1	0,094	0,981	0,112	0,987	0,068	0,998	0,047
	cp2	0,087	0,983	0,107	0,992	0,066	0,998	0,049
	média	0,091	----	0,110	----	0,067	----	0,048
450°C	cp1	0,092	0,995	0,096	0,992	0,079	0,999	0,054
	cp2	0,091	0,996	0,102	0,995	0,080	0,998	0,049
	média	0,092	----	0,099	----	0,080	----	0,052
550°C	cp1	0,132	0,989	0,135	0,989	0,105	0,999	0,074
	cp2	0,129	0,998	0,138	0,998	0,114	0,999	0,067
	média	0,131	----	0,137	----	0,110	----	0,071

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.34 – Expoente de encruamento determinado por meio de métodos distintos dos aços DP600 e DP1000 revenidos em diversas temperaturas



(a) Aço DP600 e (b) aço DP1000.

Fonte: Próprio autor.

Acredita-se que os resultados de  $n$  estejam relacionados basicamente à plasticidade e capacidade de encruamento da martensita. Conforme comentado na

análise dos dois aços bifásicos no estado como recebidos, com a redução no teor de carbono desse constituinte, sua resistência mecânica é diminuída e sua plasticidade é aumentada, o que leva a uma menor taxa de encruamento e, portanto, a um valor de expoente de encruamento reduzido (MAZAHERI et al., 2014a; MAZINANI & POOLE, 2007). Dessa forma, espera-se que a diminuição no valor de  $n$  com a realização do revenimento a 250°C e 350°C esteja associada à precipitação de carbonetos nesses materiais, ainda que esses sejam de dimensões muito reduzidas e, por isso, não tenham sido percebidos em algumas situações ao observar a microestrutura dos aços DP600 e DP1000 por MO e MEV. Com isso, ocorreu um decréscimo na quantidade de carbono da martensita e, conseqüentemente, sua plasticidade aumentou, o que levou à diminuição na sua capacidade de encruamento. Por outro lado, a elevação da taxa de encruamento para temperaturas de revenimento de 450°C e 550°C, como foi constatado para as duas ligas, também poderia estar relacionada à precipitação de carbonetos. Nesse caso, suas dimensões e o coalescimento estariam alterando os mecanismos de encruamento do material resultando na elevação dos valores de  $n$ . Os fenômenos de redução e elevação do expoente de encruamento com a realização de revenimento em diferentes temperaturas, em geral, pareceram ser ligeiramente mais acentuados para o aço DP1000. Esse comportamento, novamente, deve estar associado à maior fração volumétrica de martensita.

### **5.3 Caracterização dos Materiais Laminados**

#### **5.3.1 Caracterização microestrutural dos materiais laminados**

Nas Figuras 5.35 a 5.46 são mostradas as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura do aço DP600 laminado, revenido a 250°C laminado e revenido a 450°C laminado, sendo a laminação realizada em dois e três passes, portanto, em duas magnitudes de deformação verdadeira (10% e 15% totais), de maneira direta e cruzada.

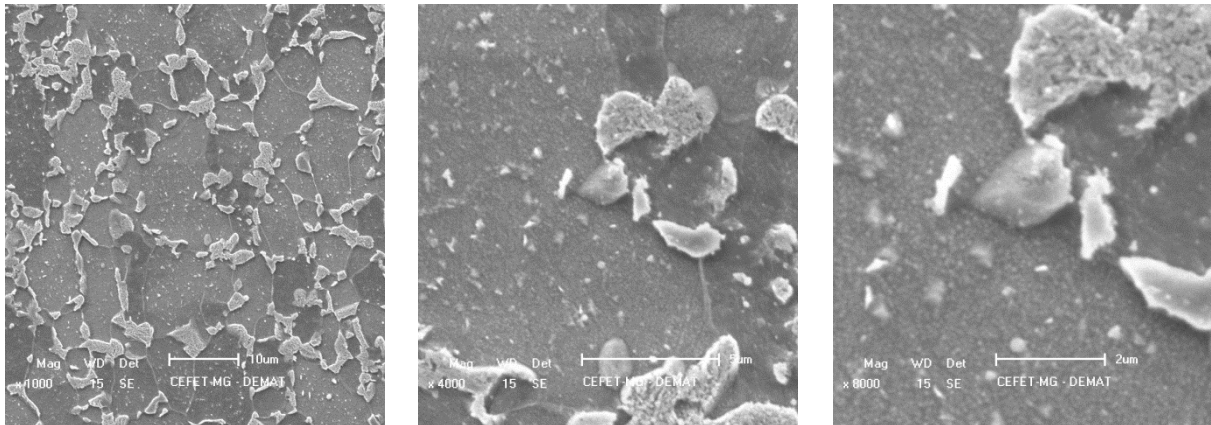
Considerando o material apenas laminado (Figuras 5.35 a 5.38), comparando os resultados com os do aço DP600 no estado como recebido, independente da condição de conformação, não foram observadas alterações significativas no

constituente MA. Por outro lado, os grãos de ferrita, para as situações nas quais a laminação foi conduzida com deformação direta, apareceram com o formato suavemente alongado, de acordo com a direção de processamento, conforme esperado. Esse fenômeno se torna mais nítido com o aumento no nível de deformação. No caso da laminação com alteração na direção entre passes, essa modificação na morfologia dos grãos de ferrita não foi verificada. Para todas as condições de deformação, no interior desses grãos foi observada uma certa “textura” ou modificação topográfica, que poderia estar relacionada às linhas de escoamento provenientes da conformação.

Os resultados apresentados para o aço DP600 revenido a 250°C e depois laminado (Figuras 5.39 a 5.42), em comparação com o material apenas revenido nessa temperatura, são similares aos exibidos pelo material somente deformado. Nesse caso, a única diferença aparente em relação ao aço revenido, porém não laminado, é que a “textura” ou modificação topográfica no interior dos grãos de ferrita pareceu estar mais acentuada.

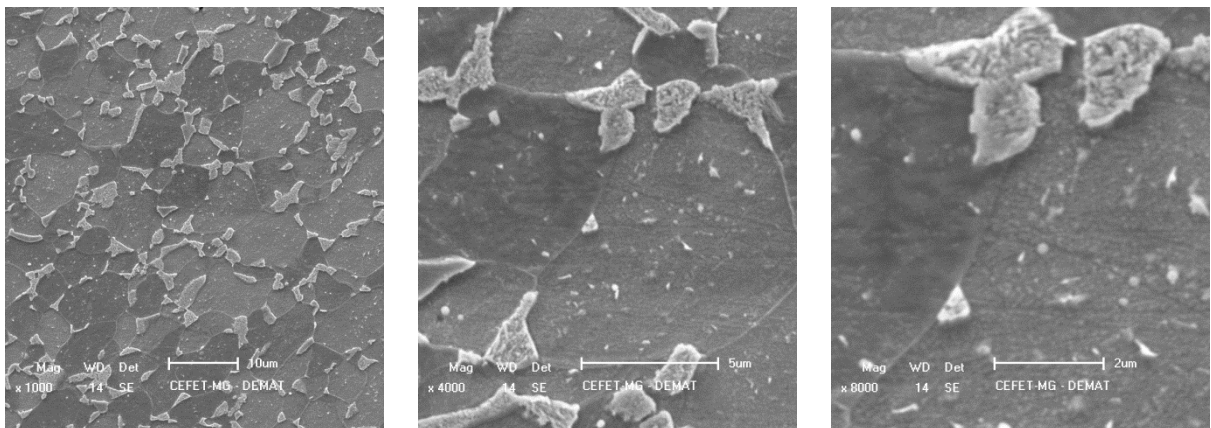
Para o aço DP600 revenido a 450°C e laminado (Figuras 5.43 a 5.46), diferentemente das duas condições anteriores, foram verificadas alterações tanto no constituinte MA quanto na ferrita ao confrontar as imagens com aquelas da liga bifásica somente revenida a 450°C. Em relação aos grãos de ferrita, as alterações observadas foram similares às verificadas para o aço apenas laminado e para o aço revenido a 250°C e laminado: alongamento dos grãos de ferrita na direção de laminação para as condições de deformação direta e a presença das modificações possivelmente associadas às linhas de escoamento tanto para a laminação direta quanto para a cruzada. Considerando o constituinte MA, foi observada uma espécie de “desmanche”, sendo que os contornos ou interfaces martensita/ferrita e martensita/martensita se apresentaram de forma ainda menos definida do que aquela observada para o material somente revenido. Esses resultados sugerem uma maior facilidade ou habilidade de deformação da martensita com a realização do tratamento térmico de revenimento nessa temperatura. Esse comportamento parece estar de acordo com as análises realizadas anteriormente, que mencionam a elevação da precipitação de carbonetos e difusão do carbono para a ferrita com o aumento na temperatura de revenimento, reduzindo o teor de carbono da martensita e levando à diminuição na resistência mecânica do constituinte e ao aumento de sua plasticidade (MAZINANI & POOLE, 2007).

**Figura 5.35 – Micrografias do aço bifásico DP600 laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas)**



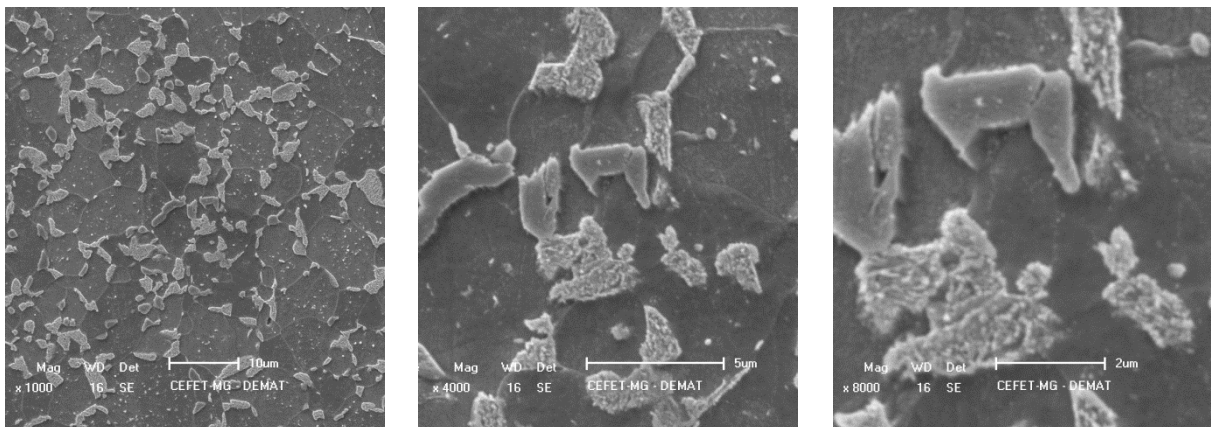
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.36 – Micrografias do aço bifásico DP600 laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas)**



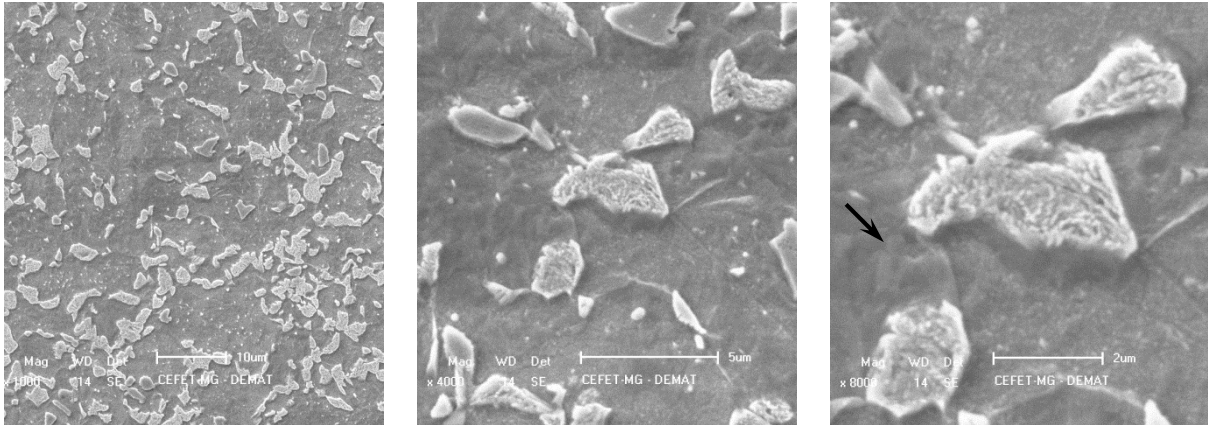
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.37 – Micrografias do aço bifásico DP600 laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas)**



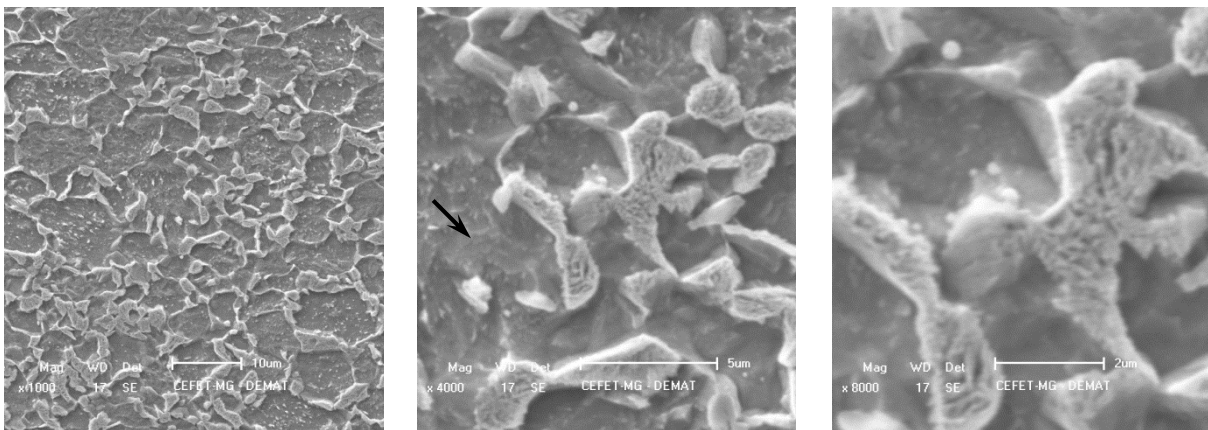
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.38 – Micrografias do aço bifásico DP600 laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas)**



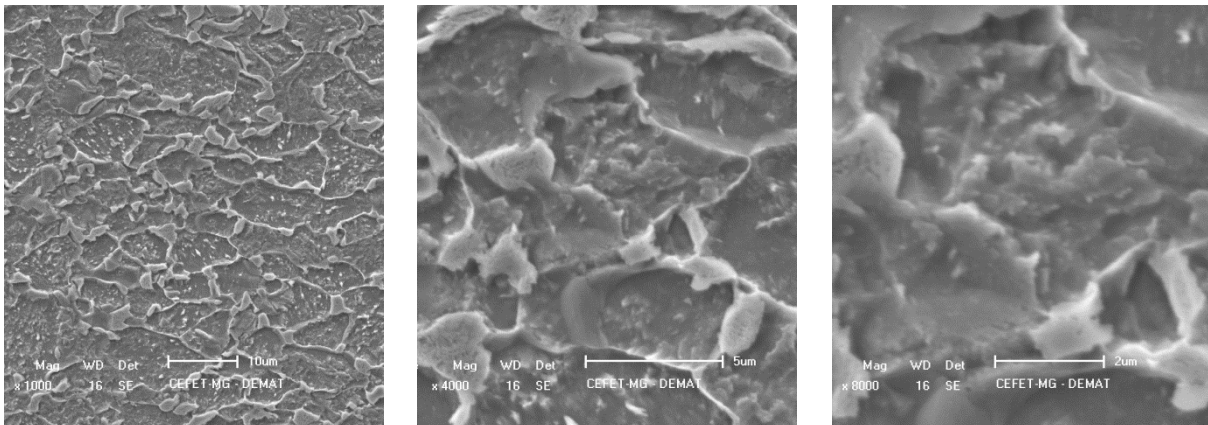
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.39 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas)**



Fonte: Próprio autor.

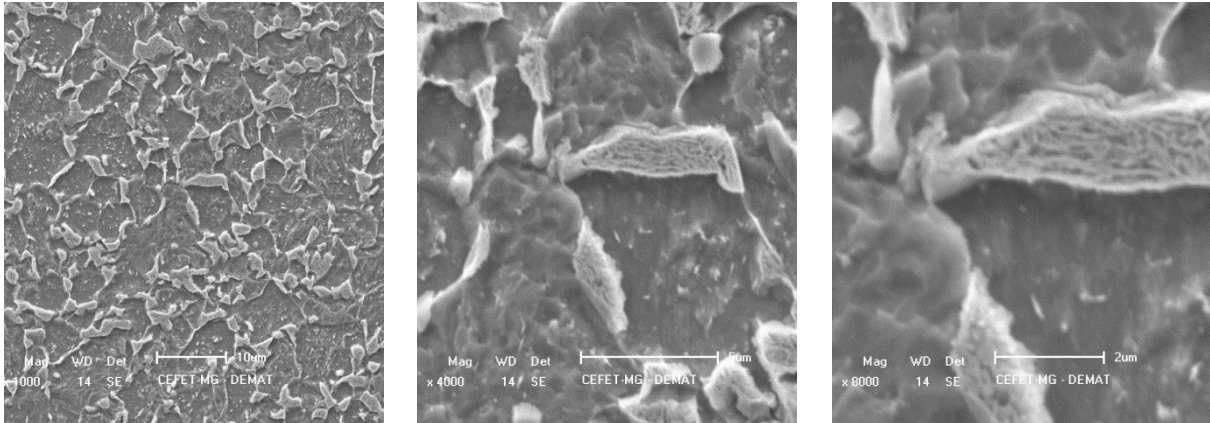
**Figura 5.40 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas)**



Fonte: Próprio autor.

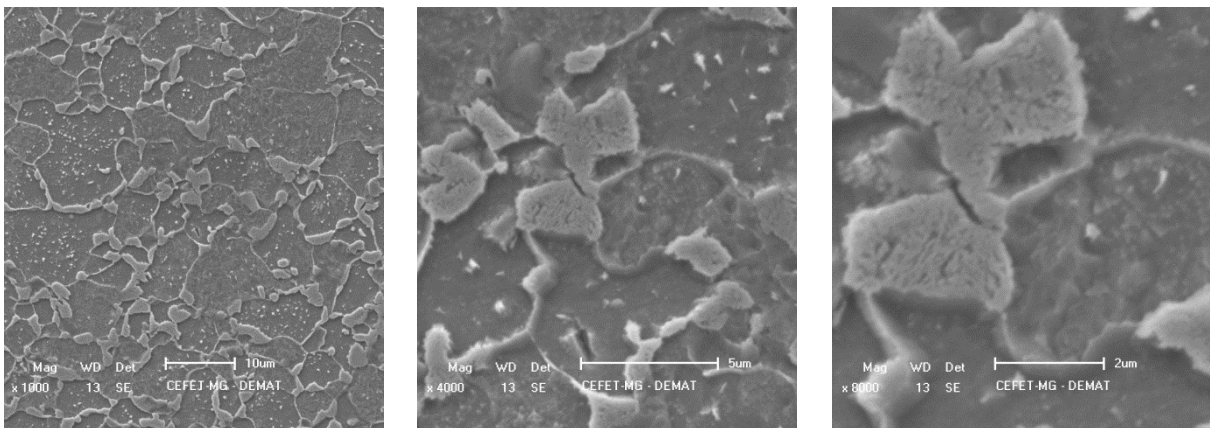


**Figura 5.41 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas)**



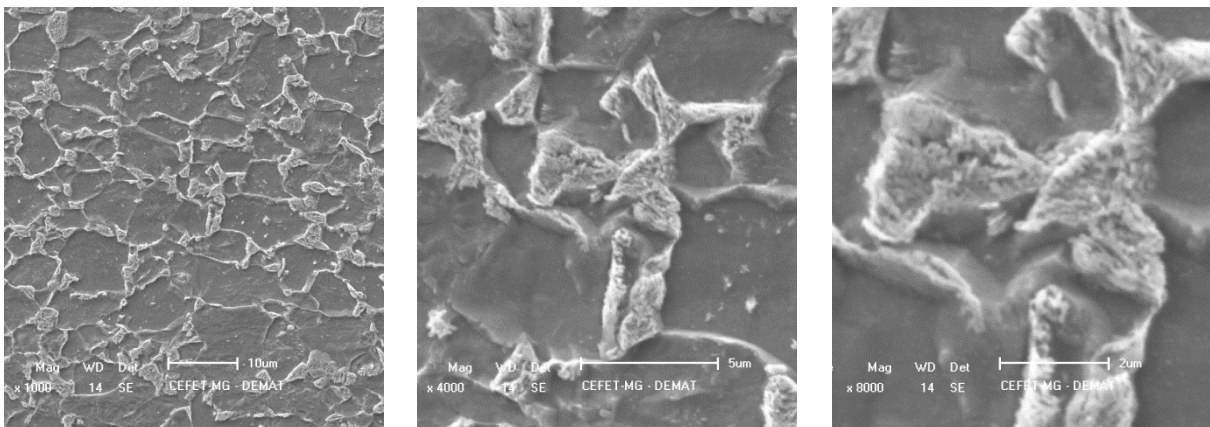
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.42 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 250°C laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas)**



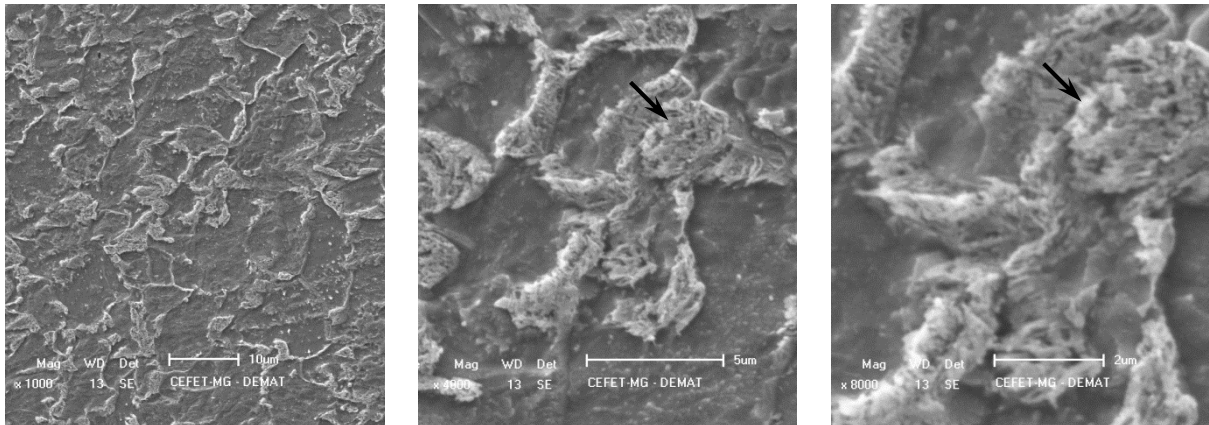
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.43 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas)**



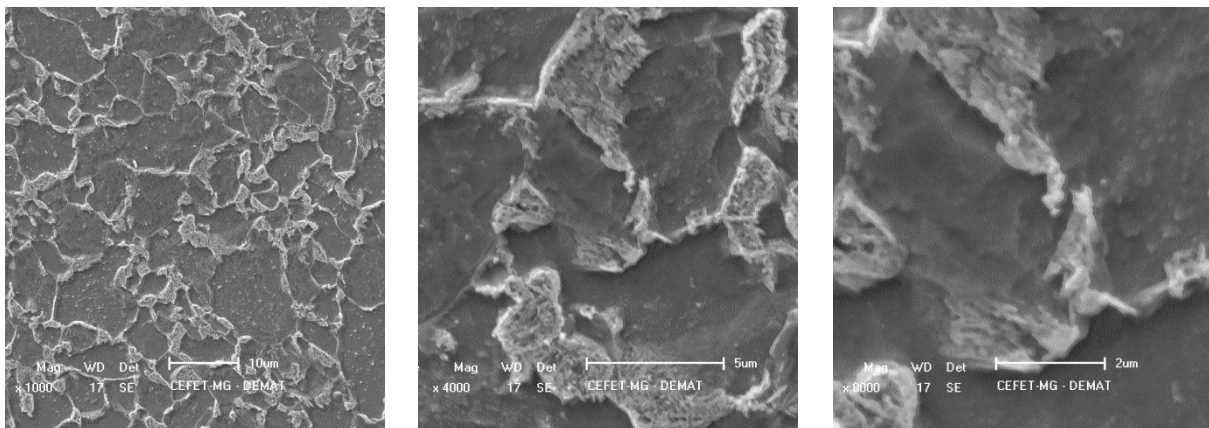
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.44 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação direta (ampliações diversas)**



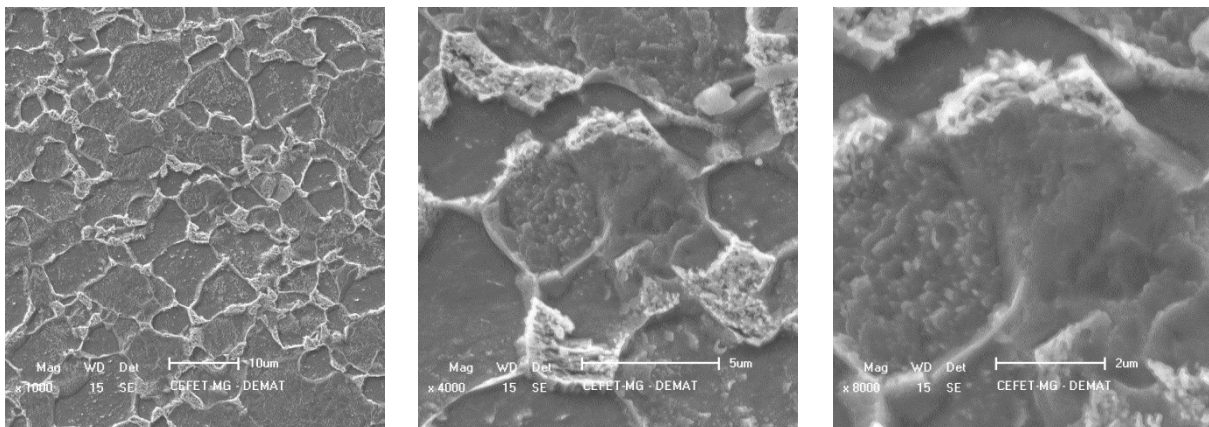
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.45 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 10% (5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas)**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.46 – Micrografias do aço bifásico DP600 revenido a 450°C laminado com nível total de deformação verdadeira de 15% (5% + 5% + 5%) - deformação cruzada (ampliações diversas)**



Fonte: Próprio autor.

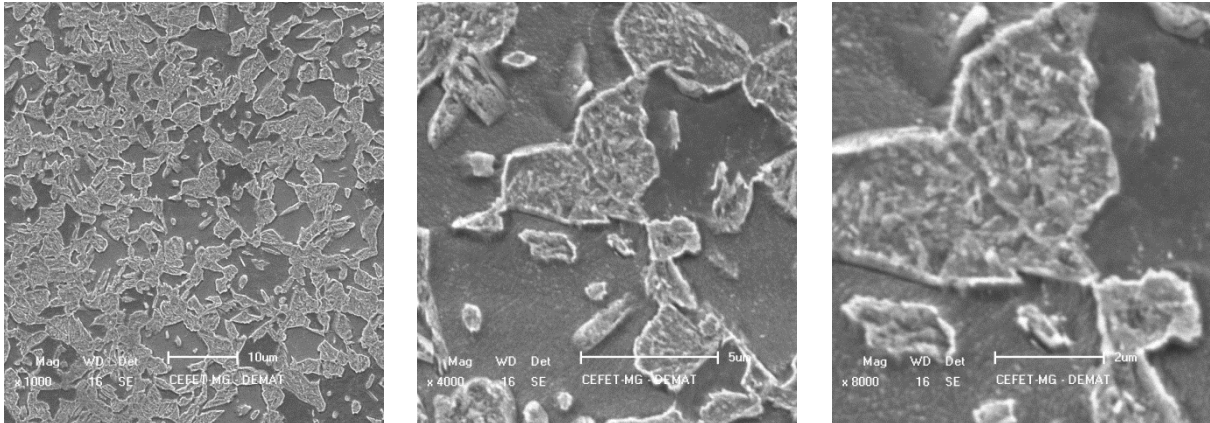
Nas Figuras 5.47 a 5.52 são exibidas as fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura do aço DP1000 laminado, revenido a 250°C laminado e revenido a 450°C laminado, sendo a laminação realizada em dois passes, com nível total de deformação verdadeira de 4%, de forma direta e cruzada.

Tanto para a condição laminado (Figuras 5.47 e 5.48) como para revenido a 250°C laminado (Figuras 5.49 e 5.50), não foram observadas diferenças quanto ao modo de deformação, direta ou cruzada, e também não foi constatada alteração morfológica nos grãos de ferrita, ou seja, não houve alinhamento preferencial na direção de laminação. A modificação verificada foi somente um início da formação de “textura” pelas linhas de escoamento. A ocorrência da ligeira alteração na ferrita pode ser relacionada a dois fatores: 1) a proporção desse constituinte presente no aço DP1000 é baixa em comparação com o outro material, e sua morfologia distinta, envolta pelas ilhas de martensita; 2) o nível de deformação total empregado para essa etapa foi muito inferior ao aplicado ao aço DP600. Em relação à estrutura martensítica, da mesma forma não foi demonstrada modificação. A princípio, poderia ser esperada alguma alteração, uma vez que o fato do material ter maior proporção de martensita implicaria em um menor teor de carbono nesse constituinte e, portanto, uma menor resistência mecânica individual da martensita (ZHANG et al., 2015; MOVAHED et al., 2009). No entanto, novamente pelo nível de deformação aplicado (4% de deformação real) ser diminuto, não foram geradas mudanças relevantes possíveis de serem detectadas pela técnica de análise empregada.

Não obstante, para o aço DP1000 revenido a 450°C e laminado (Figuras 5.51 e 5.52), comparado com a liga somente revenida, foi verificado que a estrutura martensítica exibiu um “desmanche” de seus contornos de forma suave com a realização da deformação, direta ou cruzada. Tal fato indica que a martensita nesse aço nessa condição de revenimento estaria mais susceptível à deformação. Novamente, para essa condição não foram percebidas alterações morfológicas na ferrita, havendo somente uma indicação mais proeminente da modificação topográfica.

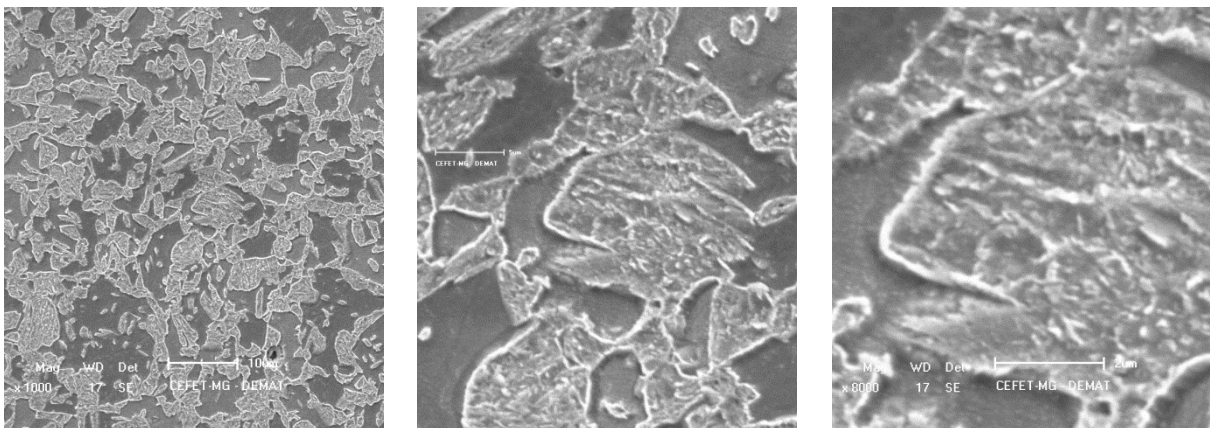
Ressalta-se que as observações realizadas foram baseadas somente nas imagens de microscopia eletrônica de varredura. Possivelmente uma série de outros fenômenos ocorreu, mas não foram detectados pela técnica empregada, sendo necessárias outras abordagens como, por exemplo, microscopia eletrônica de transmissão e penetração instrumentada.

**Figura 5.47 – Micrografias do aço bifásico DP1000 laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação direta (ampliações diversas)**



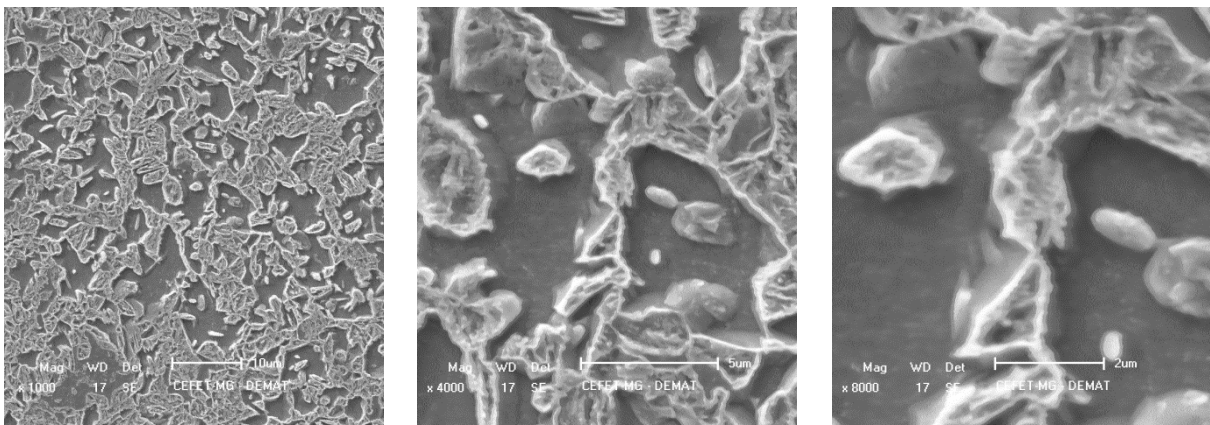
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.48 – Micrografias do aço bifásico DP1000 laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação cruzada (ampliações diversas)**



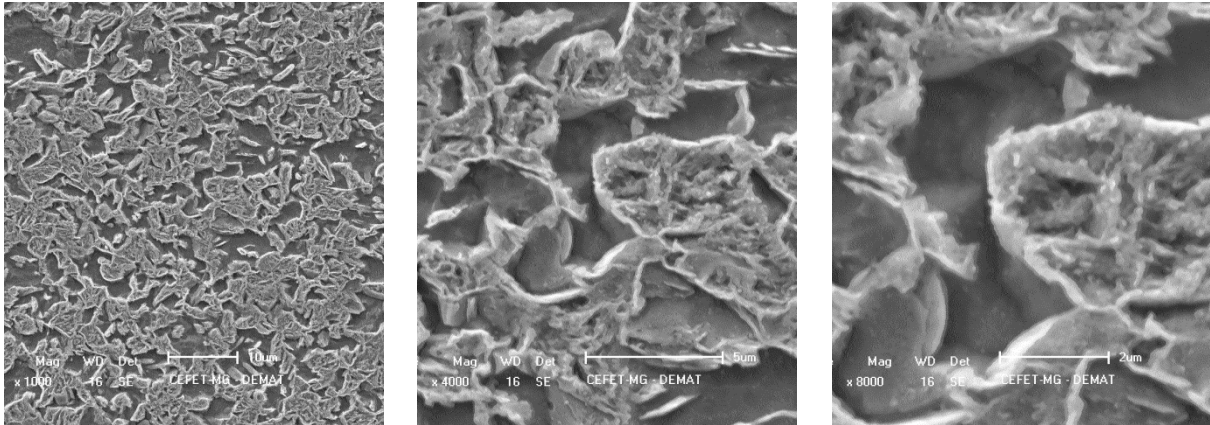
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.49 – Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação direta (ampliações diversas)**



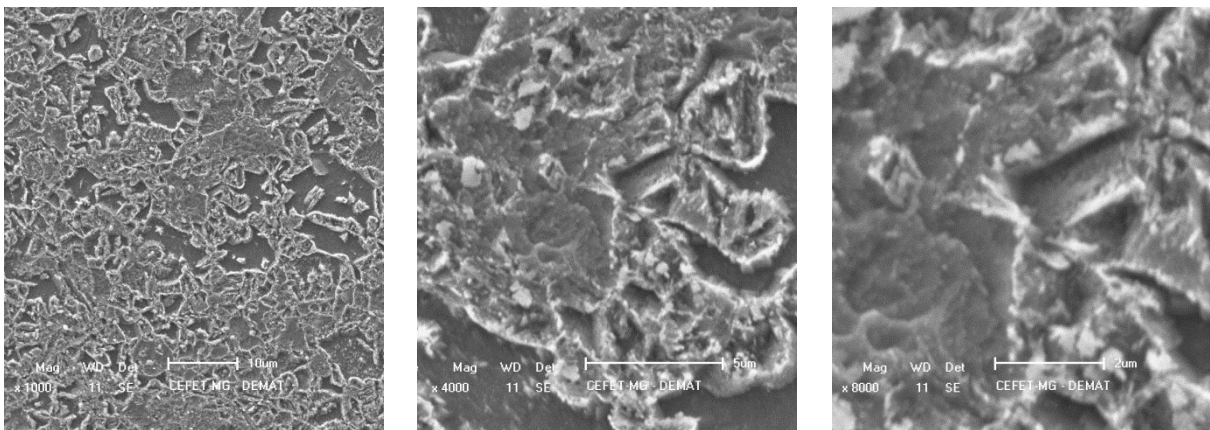
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.50 – Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 250°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação cruzada (ampliações diversas)**



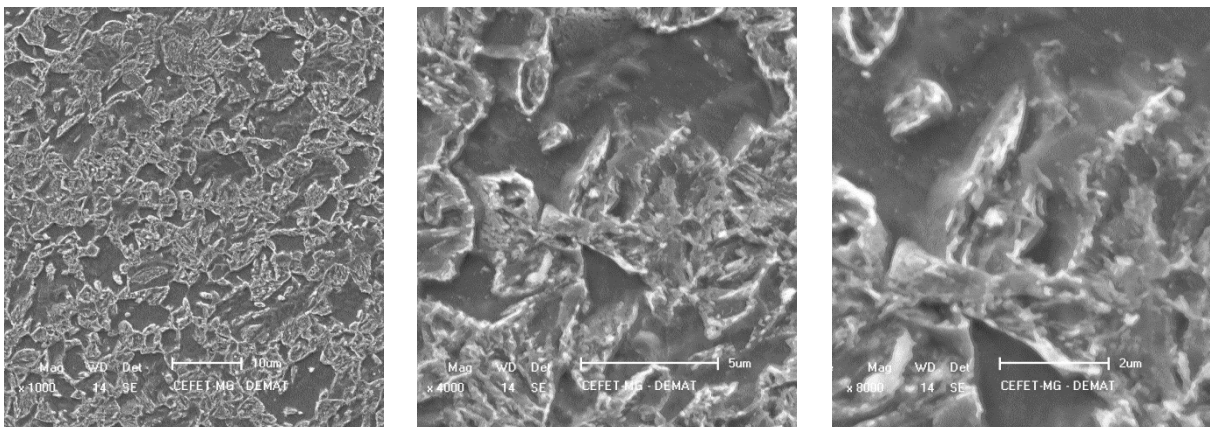
Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.51 – Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação direta (ampliações diversas)**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.52 – Micrografias do aço bifásico DP1000 revenido a 450°C e laminado com nível total de deformação verdadeira de 4% (2% + 2%) - deformação cruzada (ampliações diversas)**



Fonte: Próprio autor.

### 5.3.2 Caracterização mecânica dos materiais laminados

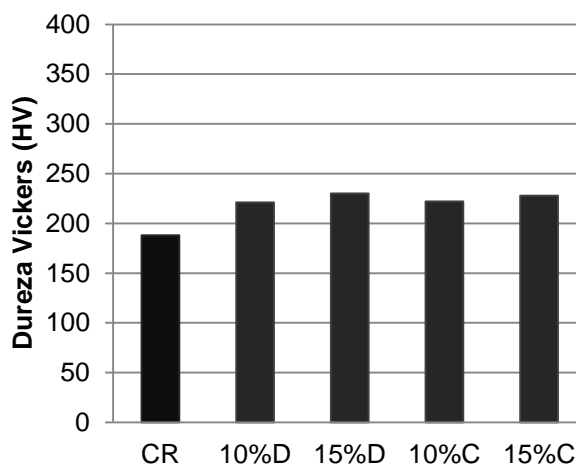
Os valores de dureza do aço DP600 laminado nas diversas condições são expostos na Tabela 5.2 e graficamente apresentados na Figura 5.53 (onde é indicado o valor total da deformação verdadeira e o modo de deformação - D para direta e C para cruzada). Inicialmente, verifica-se que, com a deformação, essa propriedade mecânica foi elevada quando comparada à condição desse material no estado como recebido. Em relação às diferentes magnitudes aplicadas, percebe-se que o maior nível de deformação total levou a um suave aumento de dureza. Considerando a deformação realizada de forma direta ou cruzada, não foram constatadas diferenças significativas.

**Tabela 5.12 – Valores de dureza Vickers do aço DP600 laminado**

Laminação	5%+5% direta	5%+5%+5% direta	5%+5% cruzada	5%+5%+5% cruzada
Dureza (HV)	221 ± 4,5	230 ± 3,3	222 ± 5,1	228 ± 5,1

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.53 – Gráfico obtido pelos ensaios de dureza do aço DP600 laminado**



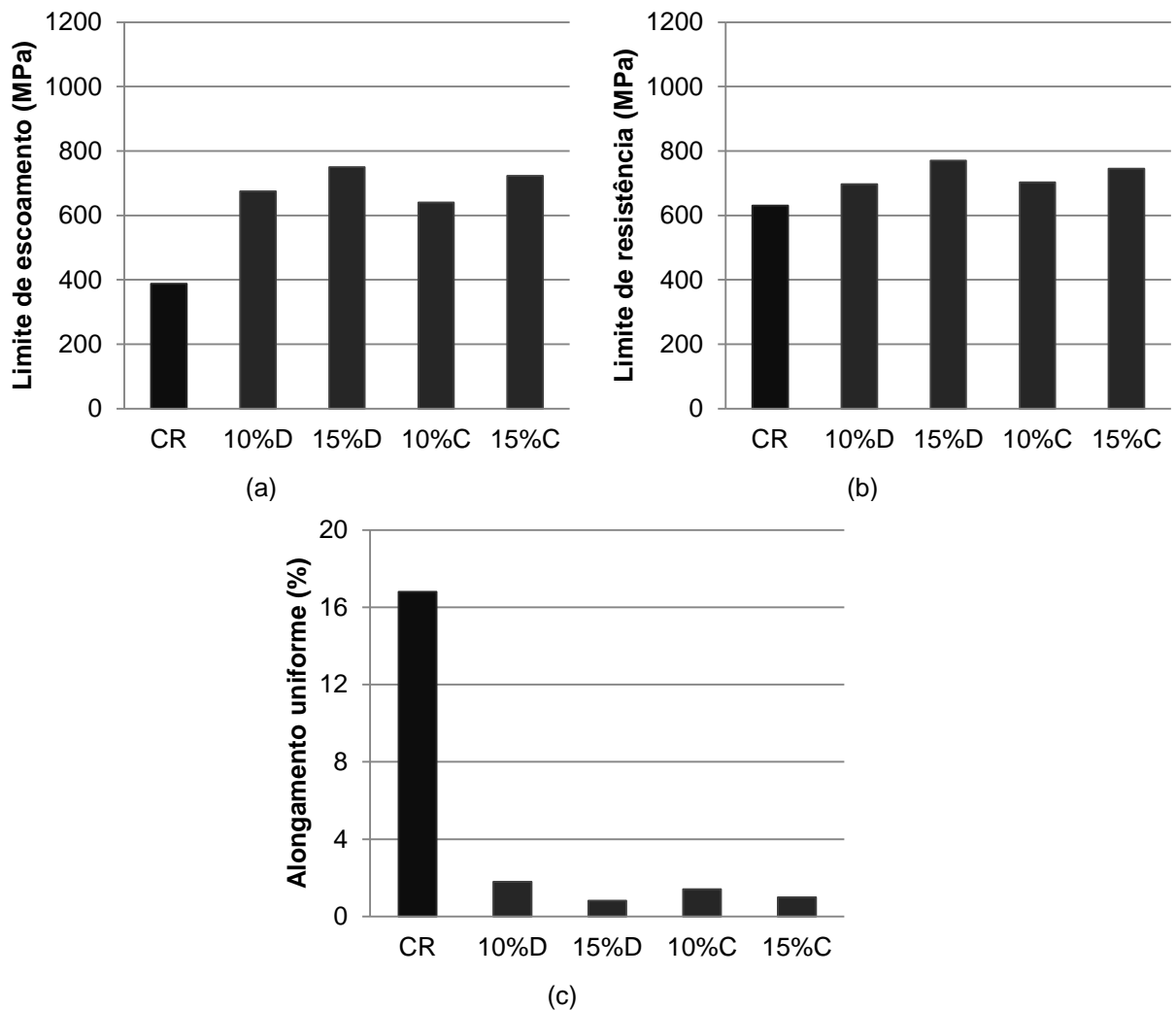
Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 5.13 são mostrados os valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento uniforme (%) para o aço DP600 laminado determinados a partir das curvas tensão *versus* deformação convencionais obtidas nos ensaios de tração, seguida da Figura 5.54 com a representação dos dados.

**Tabela 5.13 – Propriedades mecânicas do aço DP600 laminado**

Laminação	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
5%+5% direta	675 ± 2,8	697 ± 2,4	1,80 ± 0,0
5%+5%+5% direta	750 ± 0,7	770 ± 5,1	0,82 ± 0,0
5%+5% cruzada	640 ± 2,5	703 ± 1,4	1,41 ± 0,1
5%+5%+5% cruzada	723 ± 2,8	745 ± 0,1	1,00 ± 0,1

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.54 – Comparação das propriedades mecânicas do aço DP600 laminado**

(a) Limite de escoamento, (b) limite de resistência e (c) alongamento uniforme %.

Fonte: Próprio autor.

Verifica-se que a realização da laminação promoveu o encruamento do aço DP600, ocasionando a elevação na resistência mecânica e a redução na ductilidade. O aumento da magnitude de deformação tornou o fenômeno mais pronunciado. Em

relação à alteração na trajetória de deformação, foi percebido que a realização de deformação cruzada levou à elevação dos limites de escoamento e resistência de forma menos acentuada, sugerindo a ocorrência de encruamento mais suave (ou uma espécie de amaciamento).

Na Tabela 5.14 e na Figura 5.55 são apresentados os resultados de dureza Vickers do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado. Observa-se que a laminação promoveu a elevação dos valores de dureza em relação ao material apenas revenido e essa elevação foi maior com o aumento da deformação realizada, como esperado. No entanto, não foi verificada nenhuma tendência de comportamento com o emprego da deformação direta ou cruzada.

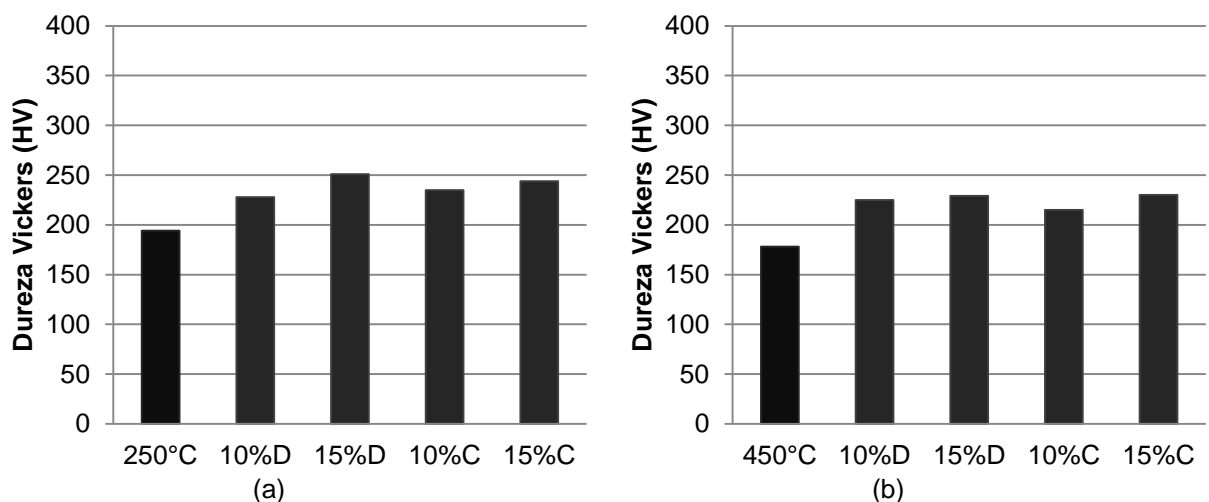
Os limites de escoamento, limite de resistência e alongamento uniforme (%) do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado são mostrados na Tabela 5.15 e na Figura 5.56.

**Tabela 5.14 – Valores de dureza Vickers do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado**

Laminação	5%+5% direta	5%+5%+5% direta	5%+5% cruzada	5%+5%+5% cruzada
Revenido 250°C laminado	228 ± 7,2	251 ± 3,7	235 ± 6,4	244 ± 8,4
Revenido 450°C laminado	225 ± 3,9	229 ± 5,0	215 ± 4,4	230 ± 2,3

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.55 – Gráficos obtidos pelos ensaios de dureza do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado**



(a) Aço DP600 revenido a 250°C e laminado e (b) aço DP600 revenido a 450°C e laminado.

Fonte: Próprio autor.



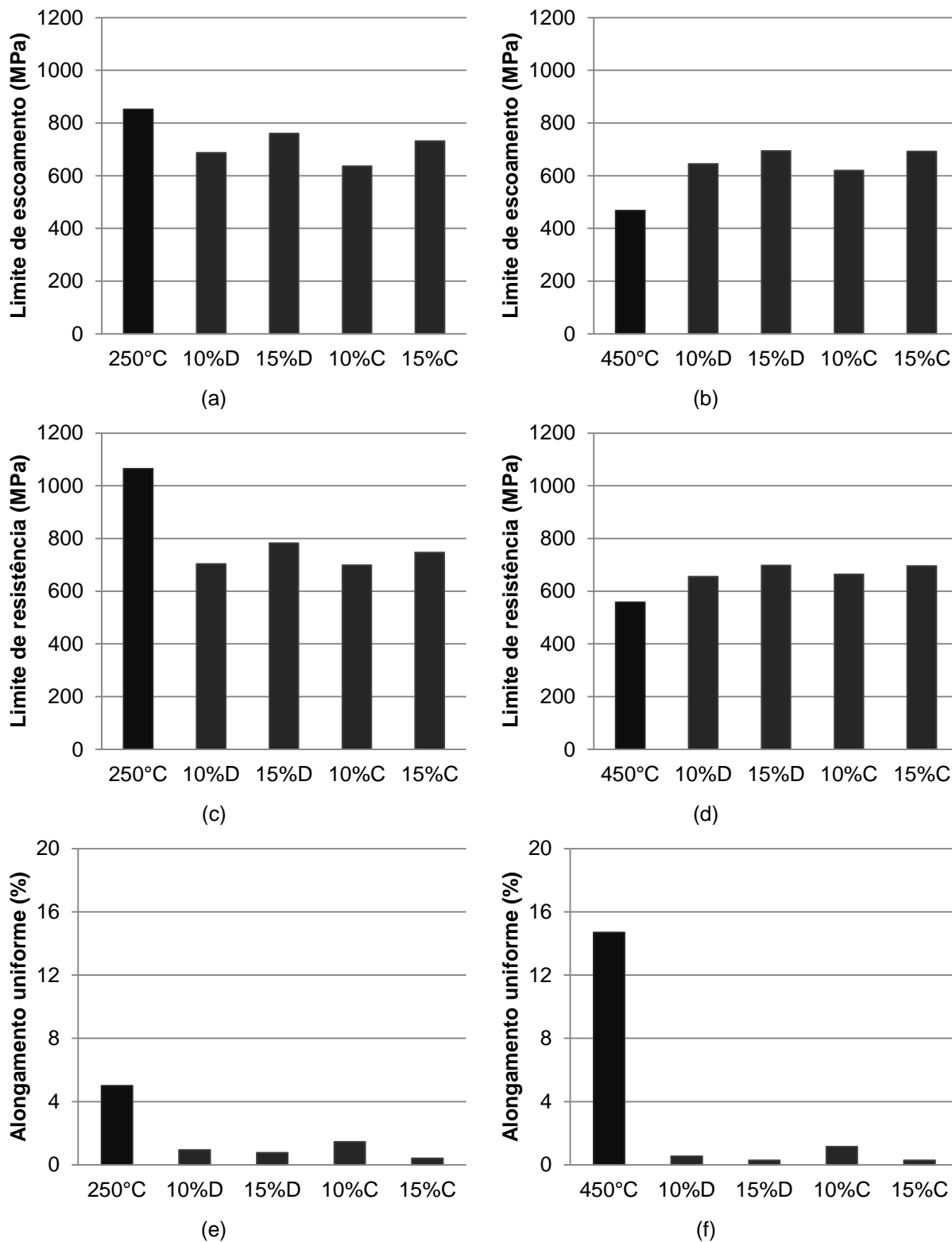
**Tabela 5.15 – Propriedades mecânicas do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado**

	Laminação	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
Revenido 250°C e laminado	5%+5% direta	687 ± 4,6	704 ± 3,8	0,95 ± 0,1
	5%+5%+5% direta	761 ± 1,1	783 ± 1,3	0,77 ± 0,0
	5%+5% cruzada	636 ± 4,2	699 ± 4,7	1,45 ± 0,2
	5%+5%+5% cruzada	732 ± 2,5	747 ± 8,6	0,42 ± 0,1
Revenido 450°C e laminado	5%+5% direta	645 ± 4,2	656 ± 3,3	0,55 ± 0,0
	5%+5%+5% direta	694 ± 6,2	698 ± 7,6	0,28 ± 0,0
	5%+5% cruzada	620 ± 2,8	664 ± 7,7	1,16 ± 0,0
	5%+5%+5% cruzada	692 ± 1,1	696 ± 1,8	0,28 ± 0,0

Fonte: Próprio autor.

Considerando inicialmente o limite de escoamento, percebe-se que a elevação da deformação na laminação, seja realizada de maneira direta ou cruzada, levou ao endurecimento do material. Comparando com os resultados do aço DP600 apenas revenido, para a condição de tratamento térmico de 250°C, verifica-se que a deformação promoveu uma diminuição nos níveis de resistência. Acredita-se que esses resultados estão relacionados à ocorrência de liberação das discordâncias ancoradas pelos átomos de soluto no tratamento térmico de revenimento durante a laminação subsequente, anulando os efeitos do envelhecimento. Por outro lado, para o material revenido a 450°C, foi observada uma elevação do limite de escoamento com a laminação em relação à liga apenas revenida. Esse comportamento pode estar associado ao fato de que nesta condição, devido às alterações na martensita em decorrência do revenimento, não somente a ferrita seria deformada na laminação, mas também a martensita. Nesse caso, o fenômeno de eliminação do escoamento descontínuo seria acrescido do encruamento da martensita, sendo nesse último os efeitos mais acentuados. Por fim, confrontando as deformações direta e cruzada, percebe-se que, em geral, a laminação cruzada levou a valores de limite de escoamento inferiores à laminação direta, sugerindo mais uma vez a influência do caminho de deformação nas propriedades mecânicas do aço bifásico.

Figura 5.56 – Comparação das propriedades mecânicas do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado



(a), (c) e (e) limite de escoamento, limite de resistência e alongamento % do aço DP600 revenido a 250°C e laminado; (b), (d) e (f) limite de escoamento, limite de resistência e alongamento % do aço DP600 revenido a 450°C e laminado.

Fonte: Próprio autor.

Para o limite de resistência, o comportamento é parecido com aquele verificado para o limite de escoamento. No entanto, não é exibida uma tendência em relação ao modo de deformação direta ou cruzada. Ao contrário do que ocorre com a resistência mecânica do aço bifásico DP600 ao ser laminado, sua ductilidade é intensamente reduzida, tomando por base os valores de alongamento do material sem deformação e unicamente revenido. Acrescido a isso, quanto maior for a magnitude da deformação, menores níveis de alongamento uniforme (%) foram constatados.

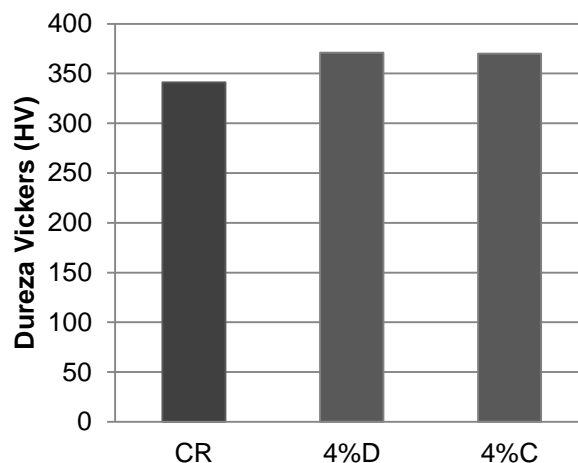
Na Tabela 5.16 são exibidos os valores de dureza do aço DP1000 laminado, em um único nível de deformação, de forma direta e cruzada, seguida da representação gráfica na Figura 5.57. Esse material, ao ser conformado, apresentou aumento de dureza e esse parâmetro não sofreu influência expressiva quanto ao modo de execução da laminação, sendo que tanto para a condição de deformação cruzada como para a deformação direta os resultados obtidos são bastante semelhantes.

**Tabela 5.16 – Valores de dureza Vickers do aço DP1000 laminado**

Laminação	2%+2% direta	2%+2% cruzada
Dureza (HV)	371 ± 8,7	370 ± 8,5

Fonte: Próprio autor.

**Figura 5.57 – Gráfico obtido pelos ensaios de dureza do aço DP1000 laminado**



Fonte: Próprio autor.

Os resultados obtidos pelas curvas tensão *versus* deformação convencionais de limite de escoamento, de limite de resistência e de alongamento uniforme % para o aço DP1000 laminado são apresentados na Tabela 5.17 e na Figura 5.58. Verifica-se que, inicialmente, em comparação com a liga em seu estado como recebido, a laminação ocasionou o encruamento do material, promovendo a elevação dos valores de limites de resistência e de limite de escoamento e redução no alongamento uniforme. Para o tipo de conformação cruzada, é observado que a alternância na direção de laminação resultou no “amaciamento” do aço, exibindo valores de limite de resistência e limite de escoamento inferiores e alongamento superior à condição de laminação direta.

**Tabela 5.17 – Propriedades mecânicas do aço DP1000 laminado**

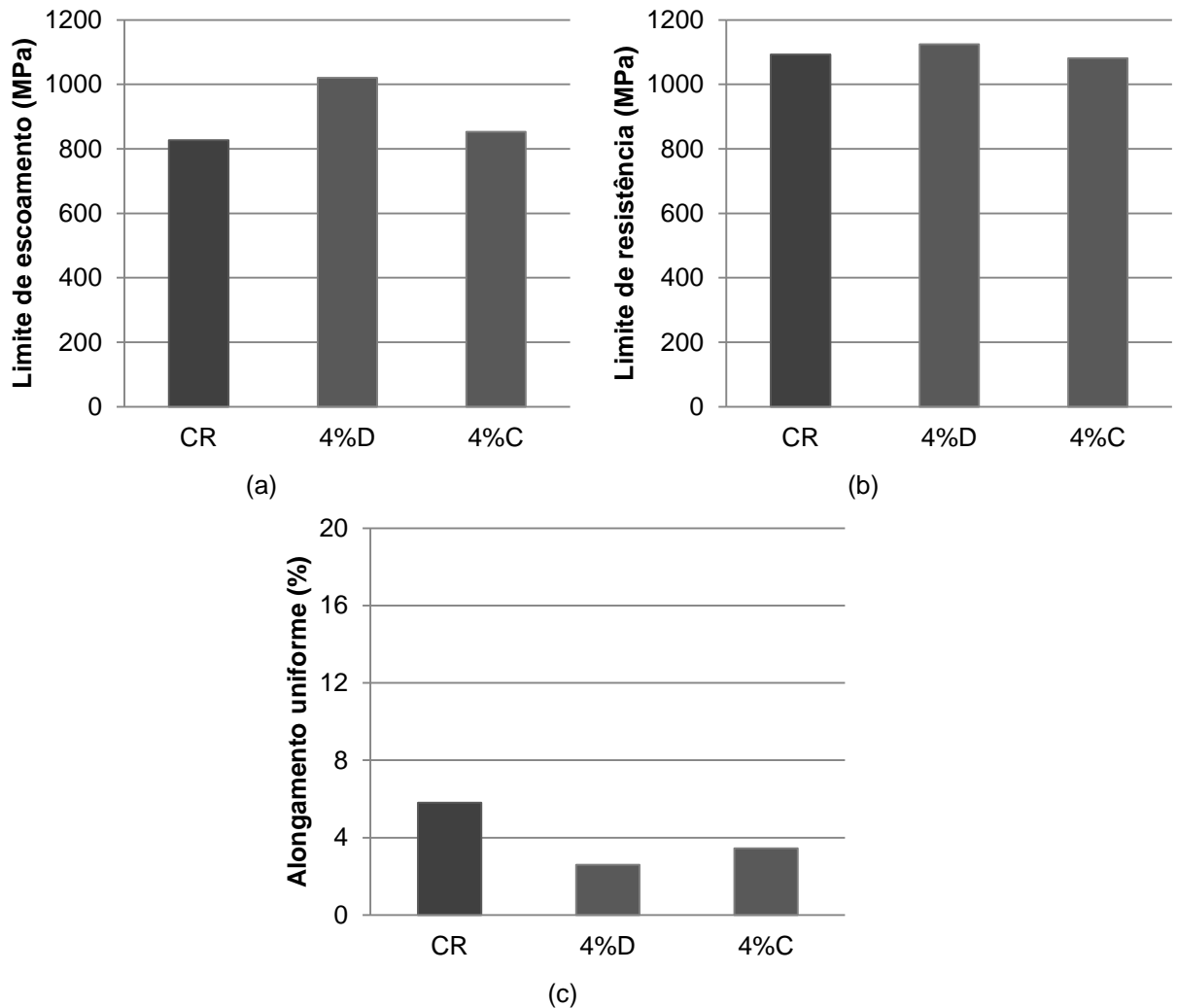
Laminação	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
2%+2% direta	1021 ± 16	1125 ± 6,5	2,60 ± 0,1
2%+2% cruzada	853 ± 25	1081 ± 14	3,44 ± 0,5

Fonte: Próprio autor.

Para as condições do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C e laminado, os valores de dureza são mostrados na Tabela 5.18 e na Figura 5.59. Similarmente ao que ocorreu com esse material em seu estado como recebido, é percebido aumento da dureza com a realização da laminação em ambas as condições de revenimento. Esse endurecimento do aço DP1000 revenido e laminado é relacionado ao encruamento do material no processo de conformação mecânica. Os valores obtidos para a deformação direta e cruzada são relativamente próximos e não exibem tendência de comportamento em relação ao modo de conformação.

Os resultados de limite de escoamento, de limite de resistência e de alongamento uniforme % do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado são mostrados na Tabela 5.19 e comparados na Figura 5.60. Verifica-se a ocorrência de encruamento do material com a realização da laminação, por meio da elevação dos limites de escoamento e resistência e da redução no alongamento uniforme em relação ao aço somente revenido. Entretanto, mais uma vez os resultados mostraram encruamento menos acentuado na deformação cruzada.

**Figura 5.58 – Comparação das propriedades mecânicas do aço DP1000 laminado**



(a) Limite de escoamento, (b) limite de resistência e (c) alongamento uniforme %.

Fonte: Próprio autor.

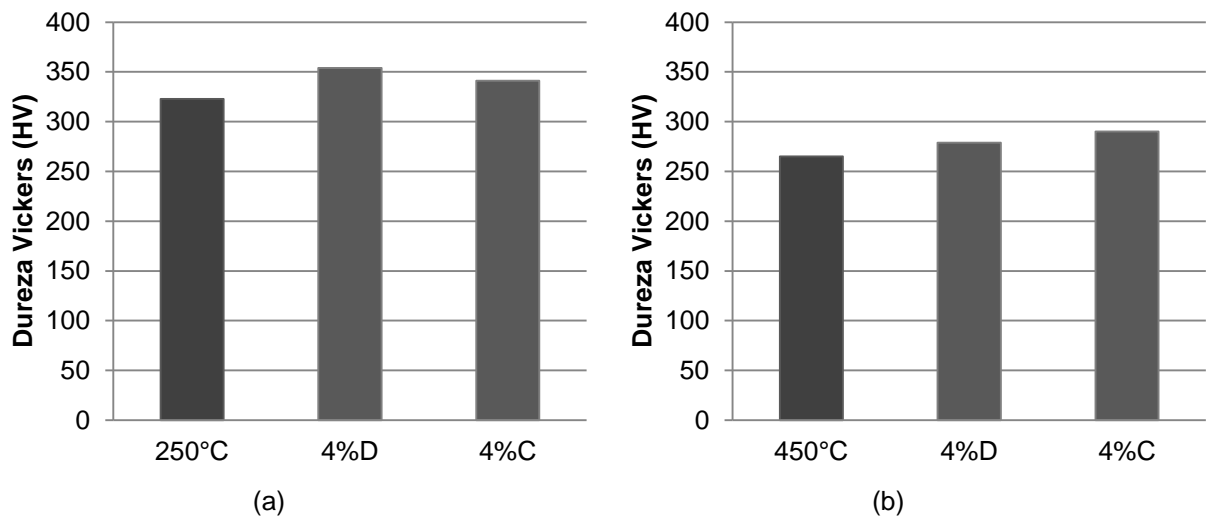
**Tabela 5.18 – Valores de dureza Vickers do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado**

Laminação	2%+2%% direta	2%+2% cruzada
Revenido a 250°C e laminado	354 ± 7,7	341 ± 5,6
Revenido a 450°C e laminado	279 ± 5,1	290 ± 8,7

Fonte: Próprio autor.

Dessa forma, tanto para o aço DP600 como para o aço DP1000 foi constatada a influência que alterações na trajetória de deformação promoveriam nessas ligas, visto que para ambas, tanto no estado como recebidas como revenidas, o encruamento foi menos acentuado com a realização de alteração na direção de deformação entre passes de laminação.

**Figura 5.59 – Gráficos obtidos pelos ensaios de dureza do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado**



(a) Aço DP1000 revenido a 250°C e laminado e (b) aço DP1000 revenido a 450°C e laminado.

Fonte: Próprio autor.

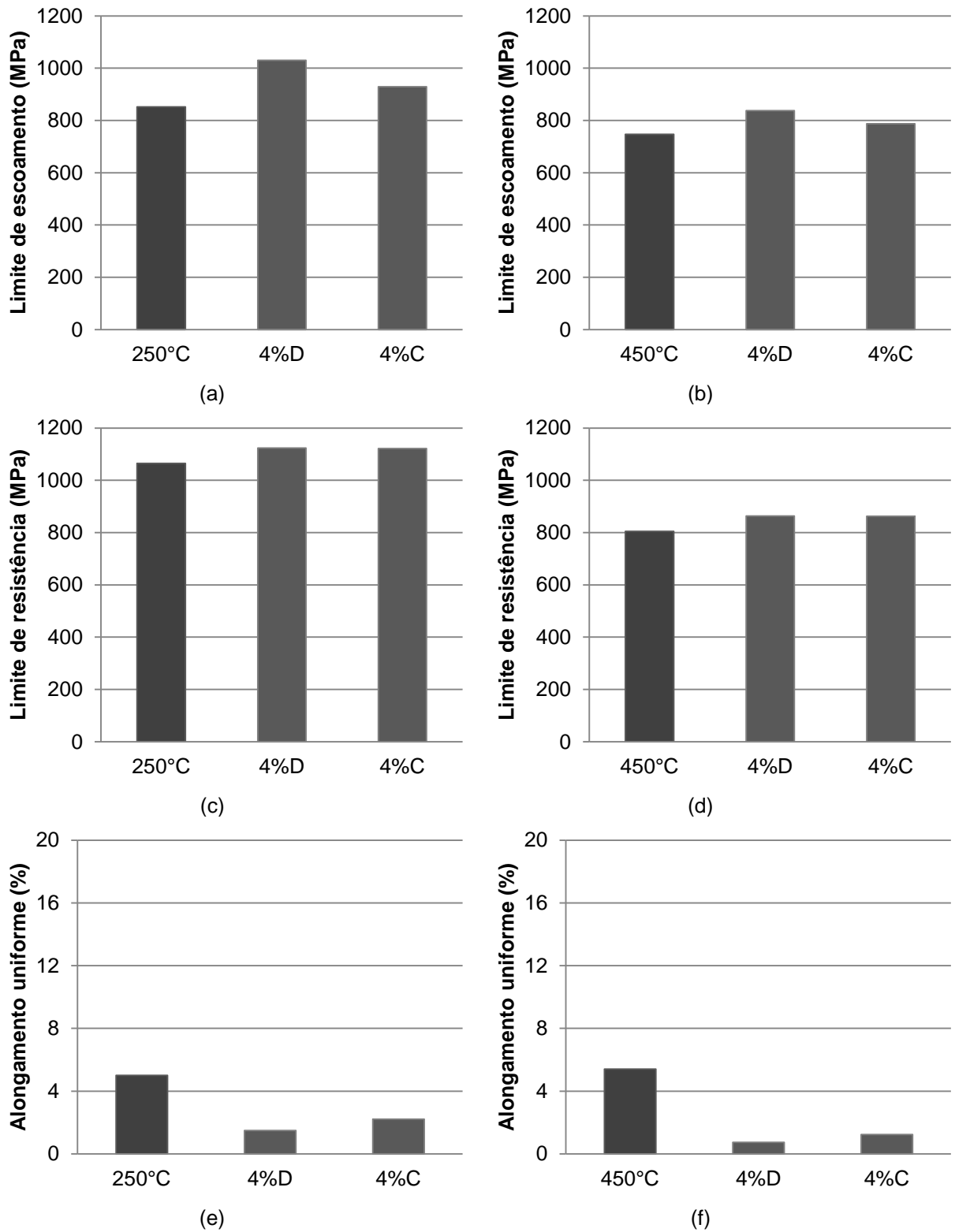
**Tabela 5.19 – Propriedades mecânicas do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado**

	Laminação	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)
Revenido 250°C e laminado	2%+2% direta	1030 ± 11	1124 ± 1,6	1,49 ± 0,8
	2%+2% cruzada	929 ± 18	1122 ± 2,2	2,21 ± 0,1
Revenido 450°C e laminado	2%+2% direta	838 ± 6,6	864 ± 12	0,73 ± 0,5
	2%+2% cruzada	788 ± 1,4	863 ± 3,6	1,24 ± 0,0

Fonte: Próprio autor.

Nas Tabelas 5.20 e 5.21 estão contidos os valores do expoente de encruamento do aço DP600 laminado (Tabela 5.20) e do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado (Tabela 5.21) obtidos pelas duas técnicas já mencionadas no presente trabalho, partir das curvas tensão *versus* deformação verdadeiras. Na Figura 5.61 esses resultados são comparados. A princípio, assim como para as outras condições investigadas, já avaliadas, os resultados de  $n_L$  se situam entre  $n_{L1}$  e  $n_{L2}$ , e os valores de  $n_{FE}$  são menores quando comparados com aqueles determinados pela técnica de linearização da curva  $\sigma \times \epsilon$ . Observa-se também que os parâmetros de correlação  $R^2$  para o método de linearização são, em geral, inferiores aos valores obtidos para o aço DP600 no estado como recebido e após revenimento.

Figura 5.60 – Comparação das propriedades mecânicas do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado



(a), (c) e (e) limite de escoamento, limite de resistência e alongamento % do aço DP1000 revenido a 250°C e laminado; (b), (d) e (f) limite de escoamento, limite de resistência e alongamento % do aço DP1000 revenido a 450°C e laminado.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.20 – Expoentes de encruamento do aço DP600 laminado

		Linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						Formação da
		um estágio		dois estágios				estricção
		$n_L$	$R^2$	$n_{L1}$	$R^2_1$	$n_{L2}$	$R^2_2$	$n_{FE}$
5%+5% direta	cp1	0,029	0,954	0,060	0,984	0,023	0,993	0,014
	cp2	0,029	0,961	0,062	0,987	0,024	0,993	0,015
	média	0,029	----	0,061	----	0,024	----	0,015
5%+5%+5% direta	cp1	0,041	0,918	0,078	0,979	0,025	0,972	0,005
	cp2	0,034	0,918	0,060	0,975	0,019	0,979	0,006
	média	0,038	----	0,069	----	0,022	----	0,006
5%+5% cruzada	cp1	0,076	0,928	0,121	0,978	0,039	0,978	0,013
	cp2	0,079	0,924	0,129	0,981	0,039	0,972	0,011
	média	0,078	----	0,125	----	0,039	----	0,012
5%+5%+5% cruzada	cp1	0,037	0,929	0,070	0,983	0,024	0,976	0,007
	cp2	0,038	0,927	0,072	0,984	0,024	0,977	0,009
	média	0,038	----	0,071	----	0,024	----	0,008

Fonte: Próprio autor.

Para todas as condições mostradas na Figura 5.61, independe do estado inicial do aço DP600 antes da laminação (como recebido ou revenido a 250°C e a 450°C) e da técnica empregada para a determinação do expoente de encruamento, uma mesma tendência geral de comportamento foi verificada. Em relação ao aço não laminado, observa-se que a realização da conformação mecânica posterior levou à queda nos valores de  $n$ . Comparando as magnitudes de deformação, percebe-se que a elevação na quantidade para o caso da laminação direta, ora implicou no aumento ora na redução na capacidade de deformação. A realização da laminação cruzada em dois passes foi a condição de deformação na qual o material posteriormente exibiu maiores valores de expoente de encruamento. Nesse caso, a elevação na quantidade de deformação levou à queda nos valores de  $n$ .

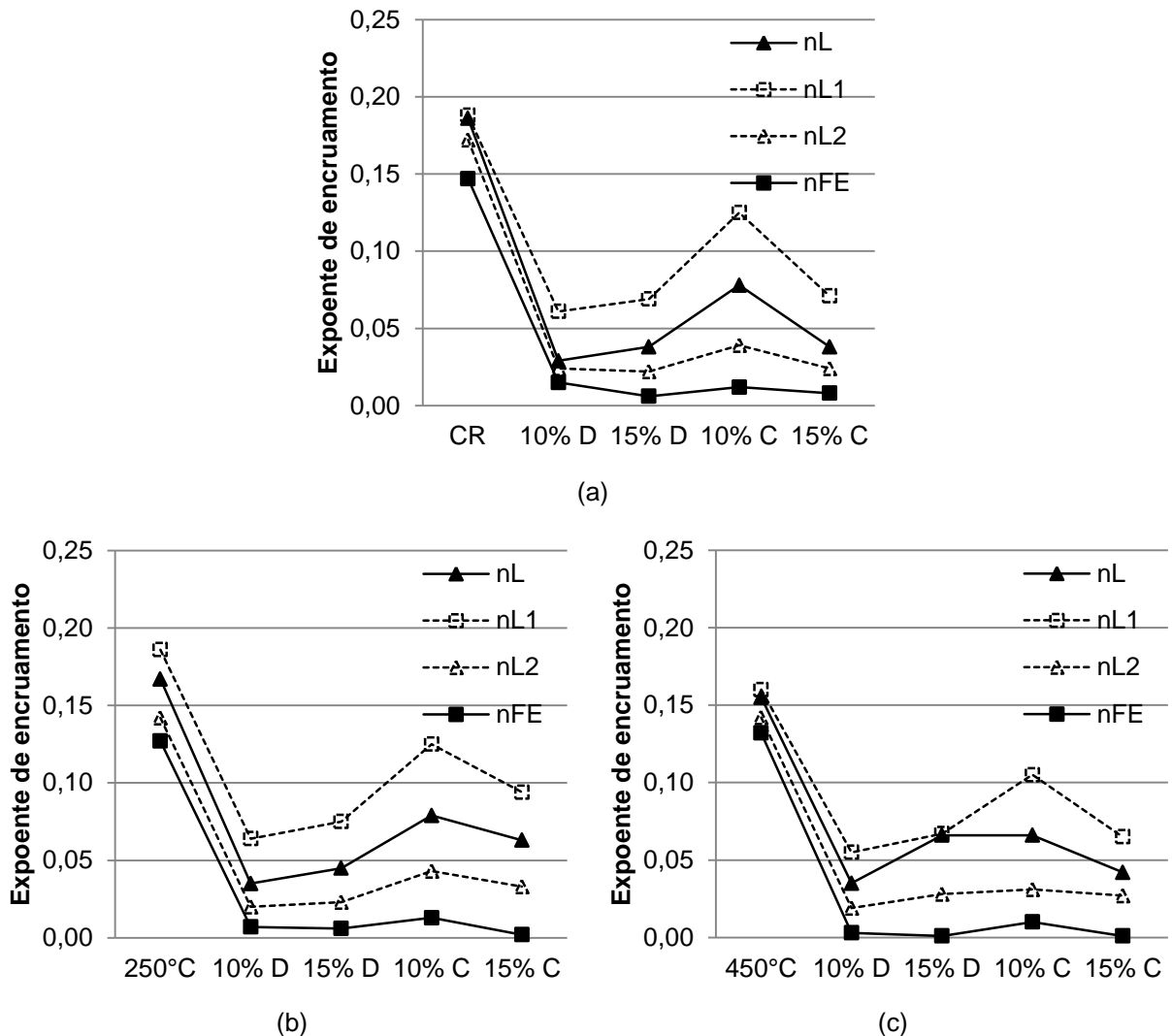


**Tabela 5.21 – Expoentes de encruamento do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado**

		Linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						Formação da
		um estágio		dois estágios				estricção
		$n_L$	$R^2$	$n_{L1}$	$R^2_1$	$n_{L2}$	$R^2_2$	$n_{FE}$
Revenido 250°C e laminado 5%+5% direta	cp1	0,039	0,892	0,070	0,972	0,020	0,978	0,006
	cp2	0,030	0,927	0,058	0,984	0,020	0,985	0,007
	média	0,035	----	0,064	----	0,020	----	0,007
Revenido 250°C e laminado 5%+5%+5% direta	cp1	0,046	0,908	0,074	0,970	0,021	0,972	0,005
	cp2	0,044	0,919	0,075	0,978	0,024	0,977	0,006
	média	0,045	----	0,075	----	0,023	----	0,006
Revenido 250°C e laminado 5%+5% cruzada	cp1	0,077	0,941	0,124	0,985	0,046	0,974	0,011
	cp2	0,080	0,927	0,125	0,979	0,039	0,977	0,014
	média	0,079	----	0,125	----	0,043	----	0,013
Revenido 250°C e laminado 5%+5%+5% cruzada	cp1	0,061	0,943	0,099	0,983	0,035	0,978	0,003
	cp2	0,065	0,950	0,088	0,988	0,031	0,970	0,001
	média	0,063	----	0,094	----	0,033	----	0,002
Revenido 450°C e laminado 5%+5% direta	cp1	0,030	0,943	0,053	0,985	0,018	0,979	0,003
	cp2	0,039	0,927	0,057	0,985	0,020	0,975	0,003
	média	0,035	----	0,055	----	0,019	----	0,003
Revenido 450°C e laminado 5%+5%+5% direta	cp1	0,051	0,956	0,066	0,981	0,031	0,974	0,001
	cp2	0,049	0,944	0,068	0,993	0,024	0,955	0,001
	média	0,066	----	0,067	----	0,028	----	0,001
Revenido 450°C e laminado 5%+5% cruzada	cp1	0,062	0,928	0,101	0,983	0,032	0,977	0,010
	cp2	0,070	0,903	0,109	0,973	0,029	0,972	0,010
	média	0,066	----	0,105	----	0,031	----	0,010
Revenido 450°C e laminado 5%+5%+5% cruzada	cp1	0,050	0,938	0,071	0,982	0,027	0,924	0,001
	cp2	0,033	0,946	0,058	0,995	0,026	0,945	0,001
	média	0,042	----	0,065	----	0,027	----	0,001

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.61 – Expoente de encruamento determinado por meio de métodos distintos do aço DP600 laminado e do aço DP600 revenido e laminado



(a) Aço DP600 laminado, (b) aço DP600 revenido a 250°C e laminado e (c) aço DP600 revenido a 450°C e laminado.

Fonte: Próprio autor.

Nas Tabelas 5.22 e 5.23 são mostrados os valores  $n$  para o aço DP1000, seguidas da Figura 5.62 com representação gráfica desses.

Similarmente a todas as outras situações investigadas neste trabalho, os valores de expoente de encruamento determinados pela técnica de formação da estrição ficaram abaixo dos demais e os resultados obtidos pela técnica de linearização considerando um único estágio se situaram entre aqueles relativos a dois estágios. Para todas as condições iniciais do aço DP1000, a realização de deformação posterior por laminação direta levou à queda na capacidade de encruamento do material. Por outro lado, com a laminação cruzada, algumas

condições mostraram valores de  $n$  superiores àqueles da liga não laminada. Similarmente ao que foi verificado para o aço DP600, a realização de laminação cruzada promoveu maiores expoentes de encruamento que a laminação direta.

**Tabela 5.22 – Expoentes de encruamento do aço DP1000 laminado**

		Linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						Formação da estrição
		um estágio		dois estágios				
		$n_L$	$R^2$	$n_{L1}$	$R^2_1$	$n_{L2}$	$R^2_2$	
2%+2% direta	cp1	0,059	0,909	0,158	0,982	0,041	0,981	0,022
	cp2	0,069	0,901	0,169	0,979	0,044	0,980	0,023
	média	0,064	----	0,164	----	0,043	----	0,023
2%+2% cruzada	cp1	0,122	0,917	0,245	0,984	0,074	0,977	0,035
	cp2	0,126	0,907	0,242	0,981	0,070	0,977	0,029
	média	0,124	----	0,244	----	0,072	----	0,032

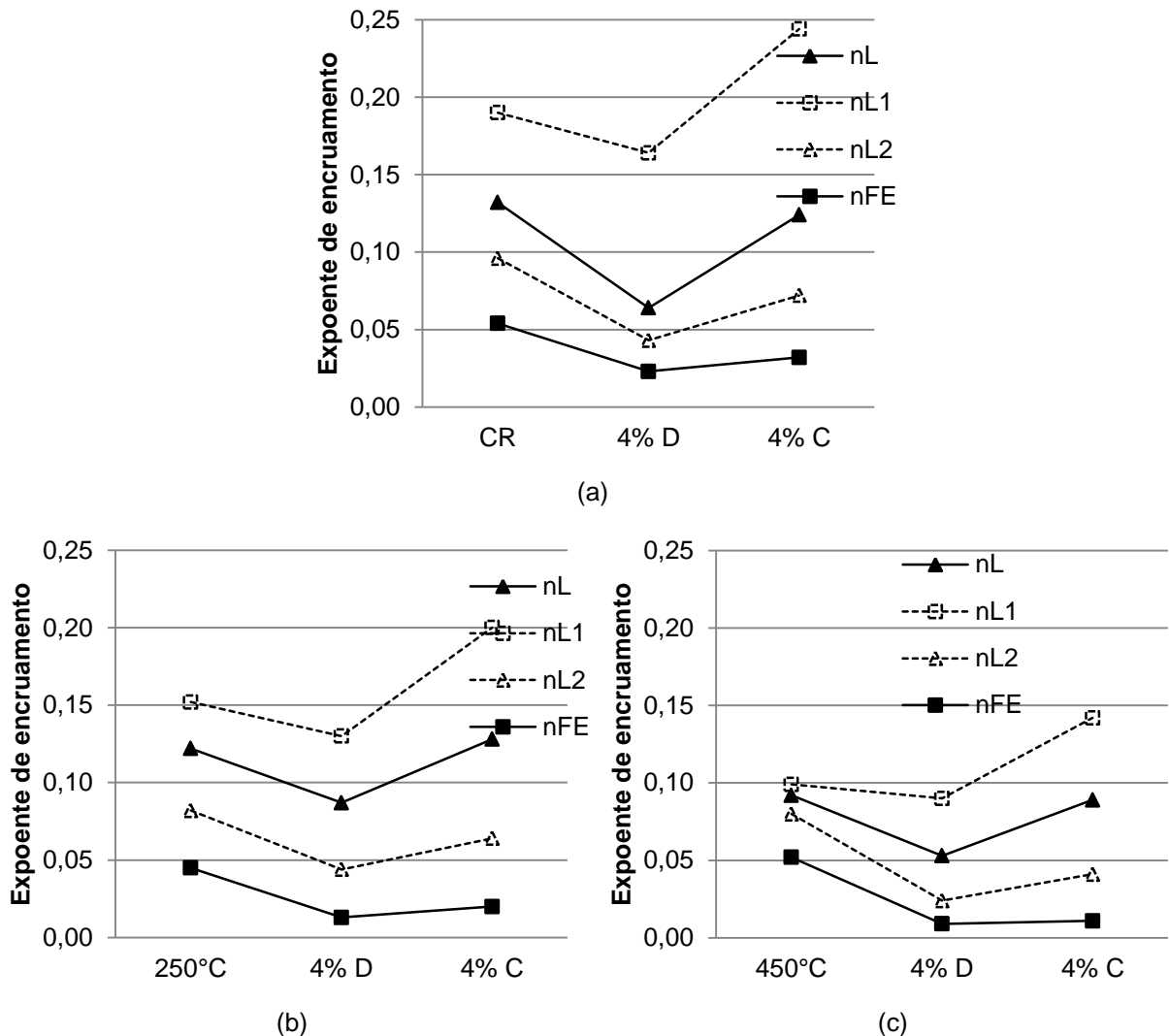
Fonte: Próprio autor.

**Tabela 5.23 – Expoentes de encruamento do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado**

		Linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						Formação da estrição
		um estágio		dois estágios				
		$n_L$	$R^2$	$n_{L1}$	$R^2_1$	$n_{L2}$	$R^2_2$	
Revenido a 250°C e laminado 2%+2% direta	cp1	0,104	0,914	0,172	0,970	0,048	0,976	0,008
	cp2	0,070	0,890	0,155	0,970	0,039	0,978	0,017
	média	0,087	----	0,164	----	0,044	----	0,013
Revenido a 250°C e laminado 2%+2% cruzada	cp1	0,120	0,901	0,220	0,975	0,054	0,976	0,021
	cp2	0,136	0,913	0,255	0,980	0,073	0,974	0,019
	média	0,128	----	0,238	----	0,064	----	0,020
Revenido a 450°C e laminado 2%+2% direta	cp1	0,058	0,928	0,075	0,979	0,022	0,971	0,002
	cp2	0,047	0,885	0,114	0,974	0,026	0,966	0,015
	média	0,053	----	0,095	----	0,024	----	0,009
Revenido a 450°C e laminado 2%+2% cruzada	cp1	0,091	0,918	0,147	0,976	0,041	0,968	0,011
	cp2	0,086	0,922	0,137	0,979	0,041	0,974	0,011
	média	0,089	----	0,142	----	0,041	----	0,011

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.62 – Expoente de encruamento determinado por meio de métodos distintos do aço DP1000 laminado e do aço DP1000 revenido e laminado



(a) Aço DP1000 laminado, (b) aço DP1000 revenido a 250°C e laminado e (c) aço DP1000 revenido a 450°C e laminado.

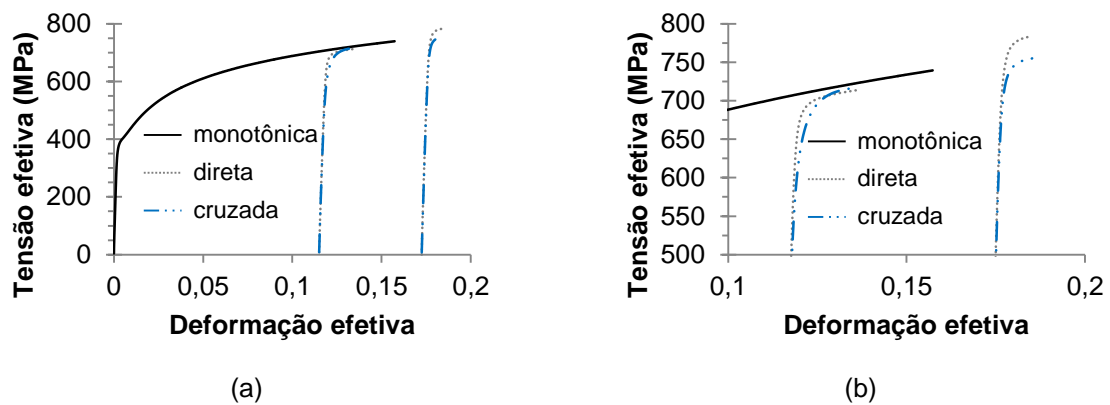
Fonte: Próprio autor.

### 5.3.3 Comportamento mecânico dos aços bifásicos deformados em dois estágios

Nas Figuras 5.63 a 5.64 e 5.65 a 5.66 são mostradas as curvas tensão *versus* deformação efetivas dos aços DP600 e DP1000, respectivamente, na condição laminado e na condição revenido e laminado. Ressalta-se que para essa exibição, em específico, foi plotada somente uma curva de cada condição, e não as duas referentes aos dois corpos de prova ensaiados como ocorreu com as curvas tensão *versus* deformação anteriores, no intuito de possibilitar uma melhor visualização nos

gráficos. Essas curvas estão deslocadas no eixo das abscissas do valor referente à deformação verdadeira na laminação com o emprego ainda de um fator multiplicativo de 1,15 para transformar essa deformação em deformação efetiva (HUNDX & SINGER, 1954). Essa disposição das curvas foi realizada com o objetivo de possibilitar a análise do comportamento mecânico dos materiais em dois estágios, conforme alguns trabalhos que abordam a influência da trajetória de deformação no encruamento dos metais. Para completar a análise são mostradas também as curvas tensão *versus* deformação dos aços não laminados, ou seja, no estado como recebidos e revenidos a 250°C e a 450°C.

**Figura 5.63 – Curvas tensão *versus* deformação do aço DP600 laminado em dois e três passes**



(a) Curva completa e (b) detalhe.

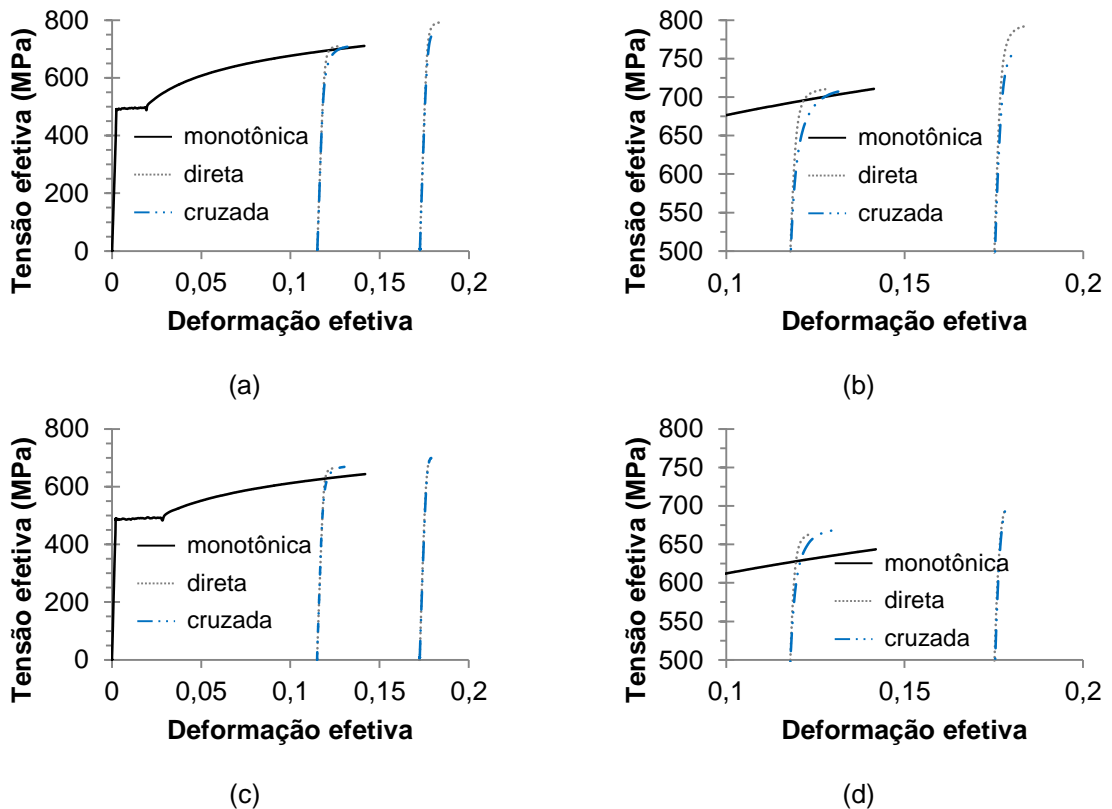
Fonte: Próprio autor.

Considerando a laminação com redução total de 10% para o aço DP600 e 4% para o aço DP1000 realizada na condição como recebidos, foi verificado que as tensões iniciais de escoamento se mostram inferiores que aquelas previstas para a deformação monotônica. Contudo, para todas as demais situações, com exceção dos materiais revenidos a 250°C laminados em dois passes com deformação cruzada, observou-se que o escoamento ocorreu em níveis de tensão mais elevados quando comparado ao material somente tracionado uniaxialmente. Em geral, com a realização do revenimento essa diferença entre os valores de tensão de escoamento da liga apenas tracionada e da liga laminada e tracionada foi se elevando.

Observa-se ainda que ambos os aços revenidos laminados apresentaram tensões iniciais de escoamento superior ao do material somente revenido. E essa tensão de escoamento do material deformado é ainda mais elevada para a condição de revenimento a 450°C. Dessa forma, verifica-se que a queda nos níveis de tensão

provenientes da realização do revenimento é parcialmente compensada com a deformação causada nos materiais, uma vez que ocorre o encruamento dos mesmos.

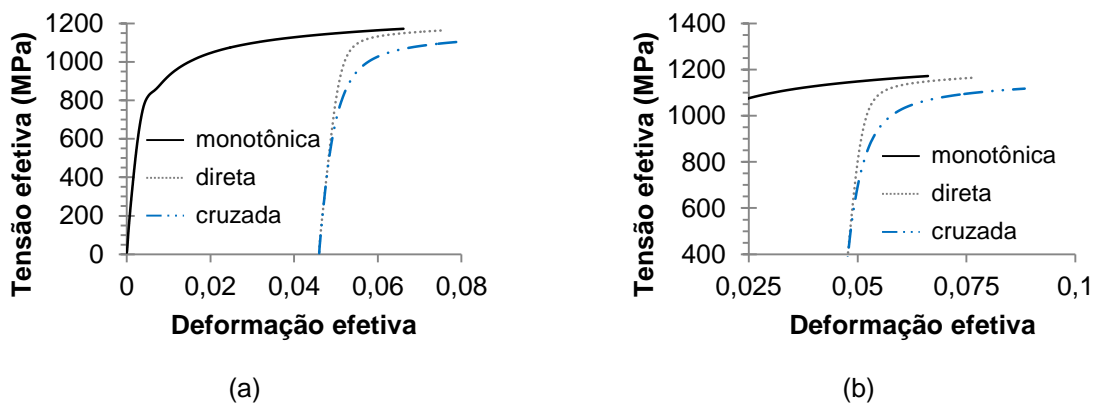
**Figura 5.64 – Curvas tensão versus deformação do aço DP600 revenido a 250°C e a 450°C laminado em dois e três passes**



(a) Curva completa e (b) detalhe do aço DP600 revenido a 250°C e laminado; (c) curva completa e (d) detalhe do aço DP600 revenido a 450°C e laminado.

Fonte: Próprio autor.

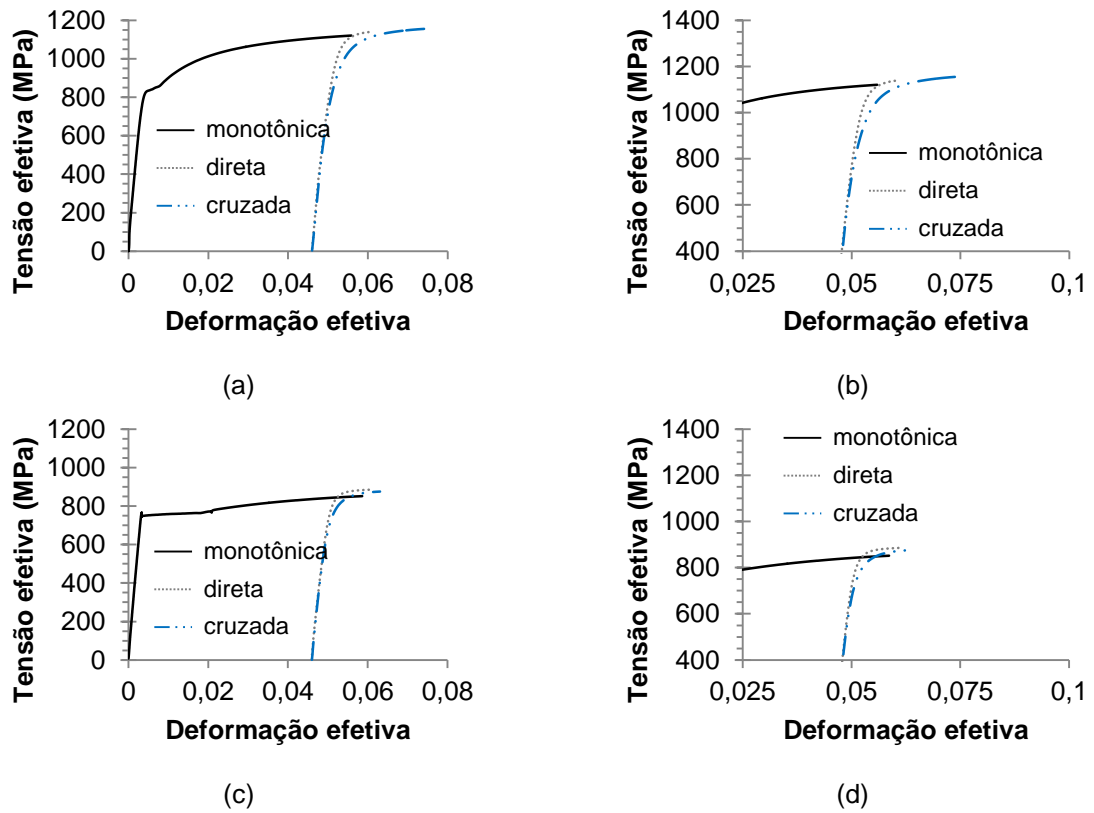
**Figura 5.65 – Curvas tensão versus deformação do aço DP1000 laminado em dois passes**



(a) Curva completa e (b) detalhe.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.66 – Curvas tensão versus deformação do aço DP1000 revenido a 250°C e a 450°C laminado em dois passes



(a) Curva completa e (b) detalhe do aço DP1000 revenido a 250°C e laminado; (c) curva completa e (d) detalhe do aço DP1000 revenido a 450°C e laminado.

Fonte: Próprio autor.

## 6 CONCLUSÕES

Neste trabalho foram avaliadas as variações na microestrutura e no comportamento mecânico de dois aços bifásicos submetidos a tratamentos térmicos de revenimento, com e sem laminação a frio posterior. Baseando-se nos resultados obtidos, as conclusões a seguir podem ser consideradas:

- ✓ Considerando os aços bifásicos no estado como recebidos, foi verificado que as diferenças entre o aço DP600 e o aço DP1000 é que neste último a fração volumétrica de martensita é superior, bem como sua resistência mecânica se apresenta mais elevada. No entanto, em relação à ductilidade, o aço DP600 exibiu maior valor de alongamento uniforme %.
- ✓ Para o aço DP600, a martensita se apresentou na forma de ilhas enquanto que para o aço DP1000 se mostrou como uma rede interconectada.
- ✓ Com a realização do revenimento, para ambos os aços bifásicos, foi observado que à medida que a temperatura de tratamento térmico foi elevada, as alterações na microestrutura, especialmente no constituinte MA, se tornaram mais pronunciadas. Com o aumento da temperatura foi verificada a tendência de decomposição da martensita e formação de precipitados. As principais diferenças em termos de alterações microestruturais entre os aços DP600 e DP1000 foram as temperaturas de tratamento nas quais os fenômenos foram observados.
- ✓ O revenimento levou ao envelhecimento dos dois aços investigados, observado por meio da ocorrência de escoamento descontínuo nas curvas tensão *versus* deformação, sendo que a elevação da temperatura de tratamento promoveu o aumento da elongação do escoamento. Os efeitos pareceram ser mais acentuados para o aço DP600.
- ✓ A dureza dos aços bifásicos, assim como o limite de resistência, foram reduzidos com a elevação da temperatura de revenimento, fenômeno mais pronunciado para o aço DP1000.
- ✓ O limite de escoamento dos aços DP600 e DP1000, em comparação com os materiais no estado como recebidos, sofreram aumento para as temperaturas mais baixas de revenimento seguido de queda com a elevação dessas.



- ✓ Os métodos para a determinação do expoente de encruamento, técnica de linearização das curvas tensão *versus* deformação (considerando um e dois estágios) e técnica da formação da estrição, levaram a resultados distintos, independente da condição de processamento e do aço analisado.
- ✓ Os materiais revenidos mostraram uma mesma tendência de comportamento do expoente de encruamento, independente da técnica utilizada e do aço analisado. Sendo que até 350°C houve queda no valor de  $n$  e acima dessa temperatura foi constatado o aumento na capacidade de encruamento das duas ligas. Ainda, os valores de expoente de encruamento do aço DP1000 foram inferiores aos do aço DP600.
- ✓ A realização de laminação nos aços DP600 e DP1000 no estado como recebidos e revenidos a 250°C não promoveu, em termos de microestrutura observada por MEV, nenhuma alteração significativa no constituinte MA. Para os materiais revenidos a 450°C, por outro lado, foi verificada uma espécie de “desmanche” nessa estrutura, sendo que os contornos ou interfaces martensita/ferrita e martensita/martensita se apresentaram de forma ainda menos definida. Em relação à ferrita, a deformação levou ao aparecimento de uma certa “textura” ou modificação topográfica no interior dos grãos.
- ✓ A deformação por meio da laminação promoveu o encruamento do material, observado em termos da elevação do limite de escoamento e da redução do alongamento uniforme %. No caso da laminação cruzada, esta levou à ocorrência de encruamento menos acentuado.
- ✓ Apesar da realização da laminação, na maioria dos casos, implicar na redução do expoente de encruamento, a deformação cruzada foi aquela que levou aos maiores valores de  $n$ .
- ✓ Considerando os materiais deformados em dois estágios, foi verificado que o material laminado sem a realização do revenimento apresentou níveis de tensões iniciais de escoamento inferiores à condição monotônica. Contudo, os dois aços bifásicos na condição revenido laminado mostraram tensões de escoamento superior ao aço apenas tracionado, sendo esse aumento mais proeminente com a elevação da temperatura de revenimento.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABOUEI, V.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, S.; RANJBAR, K. An investigation of the wear behaviour of 0,2% C dual phase steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 203, p. 107-112, 2008.

ADAMCZYK, J.; GRAJCAR, A. Heat treatment and mechanical properties of low-carbon steel with dual-phase microstructure. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 22, p. 13-20, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E652**: Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: 2011.

ANTUNES, R. A.; OLIVEIRA, M. C. L. Materials selection for hot stamped automotive body parts: an application of the Ashby approach based on the strain hardening exponent and stacking fault energy of materials. **Materials and Design**, v. 63, p. 247-256, 2014.

ASM Handbook, **Metallography and Microstructures**, v. 9, 2004. 2173 p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6152**: Materiais metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, 2002.

BELDE, M.; SPRINGER, H.; INDEN, G.; RAABE, D. Multiphase microstructures via confined precipitation and dissolution of vessel phases: example of austenite in martensitic steel. **Acta Materialia**, v. 86, p. 1-14, 2015.

BHATTACHARYA, D. Niobium containing Advanced High Strength Steels for automotive applications – processing, microstructure and properties. **Materials Science Forum**, v. 773, p. 325-335, 2013.

BYUN, T. S.; KIM, I. S. Tensile properties and inhomogeneous deformation of ferrite-martensite dual-phase steels. **Journal of Materials Science**, v. 28, p. 2923-2932, 1993.

CAI, X.; LIU, C.; LIU, Z. Process design and prediction of mechanical properties of dual phase steels with prepositional ultra fast cooling. **Materials and Design**, v. 53, p. 998-1004, 2014.

CAO, Y.; KARLSSON, B.; AHLSTROM, J. Temperature and strain rate effects on the mechanical behaviour of dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, 2015. *In press*.

CETLIN, P. R.; HELMAN, H. **Fundamentos da conformação mecânica dos metais**. 2. ed. São Paulo: Artliber, 2010. 263 p.

CHEN, P.; GHASSEMI-ARMAKI, 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.

CHEN, P.; KOC, M. Simulation of springback variation in forming of advanced high strength steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 190, p. 189-198, 2007.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 2005. 599 p.

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

DAVIES, R. G. Influence of silicon and phosphorous on the mechanical properties of both ferrite and dual-phase steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 10, p. 113-118, 1979.

DIEGO-CALDERON, I.; SANTOFIMIA, M. J.; MOLINA-ALDAREGUIA, J. M.; MONCLUS, M. A.; SABIROV, I. Deformation behavior of a high strength multiphase steel at macro- and micro-scales. **Materials Science and Engineering A**, v. 611, p. 201-211, 2014.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1976. 653 p.

FANG, X.; FAN, Z.; RALPH, B.; EVANS, P.; UNDERHILL, R. Effects of tempering temperature on tensile and hole expansion properties of a C-Mn steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 132, p. 215-218, 2003.

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, 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, 42., 2005, Santos. **Anais...** Santos, 2005.

GARDEY, B.; BOUVIER, S.; RICHARD, V.; BACROIX, B. Texture and dislocation structures observation in a dual-phase steel under strain-path changes at large deformation. **Materials Science and Engineering A**, v. 400-401, p. 136-141, 2005.

GHAHERI, A.; SHAFYEI, A.; HONARMAND, M. Effects of inter-critical temperatures on martensite 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, 2014.

GHANEI, S.; KASHEFI, M.; MAZINANI, M. Comparative study of eddy current and Barkhausen noise nondestructive testing methods in microstructural examination of

ferrite-martensite dual-phase steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 356, p. 103-110, 2014.

GHANEI, S.; KASHEFI, M.; MAZINANI, M. Eddy current nondestructive evaluation of dual phase steel. **Materials and Design**, v. 50, p. 491-496, 2013.

GHASSEMI-ARMAKI, H.; MAAB, R.; BHAT, S. P.; SRIRAM, S.; GREER, J. R.; KUMAR, K. S. Deformation response of ferrite and martensite in dual-phase steel. **Acta Materialia**, v. 62, p. 197-211, 2014.

GODEFROID, L. B.; CÂNDIDO, L. C.; CANGUE, F.; RODRIGUES, E. M.; GRITTI, J. A.; MELO, T. M. F. Tenacidade à fratura e crescimento de trinca por fadiga de dois aços bifásicos de emprego automotivo. **Metalurgia e Materiais**, v. 58, n. 1, p. 45-50, 2005.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. In: CONGRESSO DE CORTE E CONFORMAÇÃO DE METAIS, 5., 2009, São Paulo. **Anais...** São Paulo: Aranda Eventos, 2009.

GORNI, A. A.; BRANCHINI, O. L. G. A produção de chapas de aço bifásico. **Máquinas e Metais**, p. 84-89, 1989.

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

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**, v. 15, n. 5, p. 52-58, 2011.

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**, v. 18, n. 8, p. 65-72, 2011.

HILDITCH, T.; TOMAN, S.; FABIJANIC, D. Post-forming heat treatment of dual phase steel components for automotive applications using a fluid bed furnace. **Materials Forum**, v. 31, p. 24-30, 2007.

HONG, S. C.; LEE, K. S. Influence of deformation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 323, p. 148-159, 2002.

HUG, E.; MARTINEZ, M.; CHOTTIN, J. Temperature and stress state influence on void evolution in a high-strength dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 626, p. 286-295, 2015.

HUNDY, B. B.; SINGER, A. R. E. The distribution of strains in the rolling process. **Journal of the Institute of Metals**, v. 83, p. 401-407, 1954.

HUSEYIN, A.; HAVVA, K. Z.; CEYLAN, K. Effect of intercritical annealing parameters on dual phase behavior of commercial low-alloyed steels. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 14, n. 4, p. 73-78, 2010.

IDRIS, R.; PRAWOTO, Y. Influence of ferrite within martensite matrix on fatigue crack propagation: an experimental verification with dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 552, p. 547-554, 2012.

JOARDER, A.; JHA, J. N.; OJHA, S. N.; SARMA, D. S. The tempering behavior of a plain carbon dual-phase steel. **Materials Characterization**, v. 25, p. 199-209, 1990.

KAMP, A.; CELOTTO, S.; HANLON, D. N. Effects of tempering on the mechanical properties of high strength dual-phase steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 538, p. 35-41, 2012.

KNIJF, D. D.; PETROV, R.; FOJER, C.; KESTENS, L. A. I. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 615, p.107-115, 2014.

KUANG, C. F.; LI, J.; ZHANG, S. G.; WANG, J.; LIU, H. F.; VOLINSKY, A. A. Effects of quenching and tempering on the microstructure and bake hardening behavior of ferrite and dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 613, p. 178-183, 2014.

KUANG, S.; KANG, Y.; Yu, H.; LIU, R. Stress-strain partitioning analysis of constituent phases in dual phase steel based on the modified law of mixture. **International Journal of Minerals Metallurgy and Materials**, v. 16, n. 4, p. 393-398, 2009.

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.

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. **Archives of civil and mechanical engineering**, v. 8, n. 2, p. 103-117, 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.

LEE, H. S.; HWANG, B.; LEE, S.; LEE, C. G. Effects of martensite morphology and tempering on dynamic deformation behavior of dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35, p. 2371-2382, 2004.

LI, P.; LI, J.; MENG, Q.; HU, W.; XU, D. Effect of heating rate on ferrite recrystallization and austenite formation of cold-roll dual phase steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 578, p. 320-327, 2013.

LIAN, J.; JIANG, Z.; LIU, J. Theoretical model for the tensile work hardening behaviour of dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 147, p. 55-65, 1991.  
LIU, Y.; LIU, Y.; CHEN, J. The impact of the Chinese automotive industry: scenarios based on the national environmental goals. **Journal of Cleaner Production**, v. 96, p. 102-109, 2015.

MAGNABOSCO, R.; BERGAMO, M. G. V. Influência da energia de impacto na energia absorvida em ensaio charpy de aços com estrutura ferrita-martensita. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 14., São Pedro. **Anais...** São Pedro, 2000.

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 and Processing Technology**, v. 153-154, p. 482-487, 2004.

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

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 and Engineering A**, v. 612, p. 54-62, 2014b.

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. 38 A, p. 328-339, 2007.

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 steel sheets. **Materials Science and Engineering A**, v. 518, p. 1-6, 2009.

MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados a frio**. 2009. 157 f. Tese (Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

MURARI, F. D.; MELO, T. M. F.; GONZALEZ, B. M. Estudo do envelhecimento após deformação em uma aço dual phase de baixa resistência mecânica laminado a frio. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, v. 6, n. 2, p. 108-112, 2009.

NESTEROVA, E. V.; BOUVIER, S.; BACROIX, B. Microstructure evolution and mechanical behavior of high strength dual-phase steel under monotonic loading. **Materials Characterization**, v. 100, p. 152-162, 2015.

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

PARUZ, H.; EDMONDS, D. V. The strain hardening behaviour of dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 117, p. 67-74, 1989.

PERANIO, N.; LI, Y. J.; ROTERS, F.; RAABE, D. Microstructure and texture evolution in dual-phase steels: competition between recovery, recrystallization, and phase transformation. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 4161-4168, 2010.

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

PUSHKAREVA, I.; SCOTT, C. P.; GOUNÉ, M.; VALLE, N.; REDJAÏMIA, A.; MOULIN, A. Distribution of carbon in martensite during quenching and tempering of dual phase steels and consequences for damage properties. **ISIJ International**, v. 53, n. 7, p. 1215-1223, 2013.

REED-HILL, R. E. **Physical metallurgy principles**. 1973. 920 p.

REQUENA, G.; MAIRE, E.; LEGUEN, C.; THUILLIER, S. Separation of nucleation and growth of voids during tensile deformation of a dual phase steel using synchrotron microtomography. **Materials Science and Engineering A**, v. 589, p. 242-251, 2014.

ROCHA, R. O.; MELO, T. M. F.; PERELOMA, E. V.; SANTOS, D. B. Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase. **Materials Science and Engineering A**, v. 391, p. 296-304, 2005.

SARWAR, M.; PRIESTNER, R. Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel. **Journal of Materials Science**, v. 31, p. 2091-2095, 1996.

SAYED, A. A.; KHEIRANDISH, S. Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 532, p. 21-25, 2012.

SENUMA, T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. **ISIJ International**, v. 41, n. 6, p. 520-532, 2001.

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 and Science Engineering A**, v. 594, p. 178-188, 2014.

SHI, L.; YAN, Z.; LIU, Y.; ZHANG, C.; QIAO, Z.; NING, B.; LI, H. Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual-phase steel through intercritical heat treatment. **Materials Science and Engineering A**, v. 590, p. 7-15, 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.

SUN, L.; WAGONER, R. H. Proportional and non-proportional hardening behavior of dual-phase steels. **International Journal of Plasticity**, v. 45, p. 174-187, 2013.

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

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 E DE MATERIAIS DO PROPEMM, 2., 2012, Vitória. **Anais...** Vitória: IFES, 2012.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography: principles and practice**. Ohio: ASM International, 1999. 752 p.

WANG, W.; LI, M.; HE, C.; WEI, X.; WANG, D.; DU, H. Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600-1000 MPa dual phase steels and 1200 MPa fully martensitic steels. **Materials and Design**, v. 47, p. 510-521, 2013.

WANG, W.; WEI, X. The effect of martensite volume and distribution on shear fracture propagation of 600-1000 MPa dual phase sheet steels in the process of deep drawing. **International Journal of Mechanical Science**, v. 67, p. 299-304, 2013.

WU, X.; BAHMANPOUR, H.; SCHMID, K. Characterization of mechanically sheared edges of dual phase steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, p. 1209-1224. 2012.

WUPPERMANN, C. P. The steel industry in Europe – Globalisation: challenges and opportunities. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 62., 2007, Vitória. **Anais...** Vitória, 2007.

YU, H. Y.; SHEN, J. Y. Evolution of mechanical properties for a dual-phase steel subjected to different loading paths. **Materials and Design**, v. 63, p. 412-418, 2014.

ZHANG, J.; DI, H.; DENG, Y.; MISRA, R. D. K. Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite-ferrite dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 627, p. 230-240, 2015.

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 and Engineering A**, v. 618, p. 182-188, 2014.

ZHENG, C.; RAABE, D. Interaction between recrystallization and phase transformation during intercritical annealing in a cold-rolled dual-phase steel: a cellular automaton model. **Acta Materialia**, v. 61, n. 14, p. 5504-5517, 2013.