Rhelman Rossano Urzêdo Queiroz

Envelhecimento Dinâmico em Aço Dual Phase de 600 MPa de Limite de Resistência

Orientadora: Profa. Dra. Berenice Mendonça Gonzalez

Belo Horizonte

2013

Universidade Federal de Minas Gerais

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Departamento de Engenharia Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Envelhecimento Dinâmico em Aço Dual Phase de 600 MPa de Limite de Resistência

Rhelman Rossano Urzêdo Queiroz

Tese de doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Univesidade Federal de Minas Gerais para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Área de Concentração: Metalurgia Física

Linha de Pesquisa: Envelhecimento Dinâmico em Aços

Orientadora: Profa. Dra. Berenice Mendonça Gonzalez

Belo Horizonte

2013

Agradeço a Deus por todos os momentos.
À minha esposa Rogeria, aos meus filhos Richter e Davi.

Agradecimentos

Gostaria de agradecer de modo especial:

À Professora Doutora Berenice Mendonça Gonzalez pelo apoio durante todos os momentos. Sua determinação e esforço foram essenciais para a conclusão deste trabalho. Tanto suas qualidades profissionais quanto suas qualidades particulares criaram uma rede sólida e harmônica de estudos e convívio. Obrigado pela paciência, determinação, dedicação, profissionalismo e pelos ensinamentos transmitidos.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais pelas análises de difratometria de raios X.

À Pró-Reitoria de Pesquisa e Pós-Graduação do Instituto Federal de Minas Gerais, na pessoa da Professora Doutora Lydia Armond Muzzi pelo incentivo e apoio.

À Coordenadoria de Metalurgia do Instituto Federal de Minas Gerais e de forma especial ao Professor Cássio Antônio Mendes Lacerda pelo apoio na montagem do Laboratório de Ensaios Mecânicos, onde foram realizados todos os ensaios de tração.

Aos técnicos do Centro de Microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais, Wesller Schimidt, Douglas Miquita e Rodrigo Andrade, pelo preparo e análise das amostras via microscopia eletrônica de transmissão.

Ao aluno de graduação Felipe Gustavo Gomes pelo apoio nas obtenções de resultados a partir das curvas de tração.

Ao Professor Eduardo Henrique dos Santos pela usinagem do sistema de garras utilizado e ao técnico César Augusto Fernandes pela assistência técnica.

Resumo

A susceptibilidade ao envelhecimento dinâmico de um aço Dual Phase foi avaliada pela variação das propriedades mecânicas, em tração, com a temperatura e com a taxa de deformação. Os testes de tração foram realizados para temperaturas que variaram entre 25 °C e 600 °C e para as taxas de deformação de 5×10^{-6} s^{-1} a 10^{-1} s^{-1}. O aço estudado apresentou manifestações típicas relacionadas ao envelhecimento dinâmico, tais como a presença de patamar na variação do limite de escoamento com a temperatura, máximos nas variações do limite de resistência, da tensão de fluxo plástico e do expoente de encruamento com a temperatura e presença de mínimo na variação do alongamento total com a temperatura. Observou-se, também, o efeito Portevin Le Chatelier para certas combinações de temperatura e taxa de deformação. Os valores determinados das energias de ativação aparentes, associadas ao início do efeito Portevin Le Chatelier e ao máximo na variação da tensão de fluxo plástico com a temperatura, foram 87 kJ/mol e 168 kJ/mol, respectivamente. Estes valores encontrados sugerem que o mecanismo responsável pelo envelhecimento dinâmico no aço Dual Phase é o ancoramento de deslocações por átomos de carbono na ferrita. Tanto os aspectos fenomenológicos quanto cinéticos não indicaram a contribuição da formação de *clusters* ou carbonetos de transição na ferrita ou precipitação de carbonetos na martensita ao processo, como ocorre no envelhecimento após deformação.

Amostras do aço em estudo, não deformadas e deformadas em temperaturas de 25 °C, 200 °C, 300 °C, 350 °C e 400 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, foram preparadas em forma de filme fino e examinadas por microscopia eletrônica de transmissão, visando analisar modificações na subestrutura de deslocações na faixa de temperaturas em que ocorre o envelhecimento dinâmico. Observaram-se mudanças significativas no padrão de distribuição das deslocações que evoluiu de uma distribuição uniforme, no material de-

formado à temperatura ambiente, para uma distribuição em forma de arranjos alongados a 200 °C e 300 °C, culminando em uma subestrutura complexa com elevada densidade de deslocações a 350 °C. A 400 °C, a distribuição uniforme foi novamente verificada. As imagens obtidas não indicaram a ocorrência de formação de carbonetos de transição ou precipitação na martensita durante a deformação nas temperaturas em que foram observados os efeitos de envelhecimento dinâmico.

Abstract

The susceptibility to dynamic strain aging of a dual phase steel was evaluated by the variation of mechanical properties in tension with the temperature and the strain rate. The tensile tests were performed at temperatures varying between 25 °C a 600 °C and at strain rates ranging from 5×10^{-6} s^{-1} to 10^{-1} s^{-1}. The studied steel presented typical manifestations related to dynamic strain aging: serrated flow (the Portevin Le Chatelier effect) for certain combinations of temperature and strain rates; the presence of a plateau in the variation of yield stress with temperature; a maximum in the curves of tensile strength, flow stress, and work hardening exponent as a function of temperature; and a minimum in the variation of total elongation with temperature. The determined apparent activation energy values, associated with the beginning of the Portevin Le Chatelier effect and the maximum in the variation of flow stress with temperature, were 87 kJ/mol and 168 kJ/mol, respectively. These values suggest that the mechanism responsible for dynamic strain aging in the dual phase steel is the locking of dislocations by carbon atoms in ferrite. Both, the phenomenological and the kinetic aspects, did not indicate the contribution of clustering and/or transition carbide precipittion in ferrite or carbide precipitationin in martensite, as occurs in strain aging.

Undeformed and deformed steel samples at temperatures of 25 °C, 200 °C, 300 °C, 350°C e 400 °C and strain rate of 10^{-3} s^{-1} were prepared in a form of thin foil and examined by electron transmission microscopy in order to analyze changes in dislocations substructure at temperatures range in which the dynamic aging occurs. Significant changes were observed in the dislocations pattern that evolved from a uniform distribution, in deformed material at room temperature, to a distribution in form of parallel walls at 200 °C and 300 °C, culminating in a complex substructure with high dislocation density at 350 °C.

At 400 °C, it is no longer possible to observe the same dislocations density as at 350 °C and the distribution pattern differs to the one presented at 200 °C and 300 °C, i.e., there is no more dislocations cluster formation in defined regions of the sample. The obtained images did not indicate any formation of clusters and/or transition carbides or carbide precipitation in martensite during the straining at temperatures in which were observed the dynamic strain aging effects.

Conteúdo

Lista de Notações **xiv**

Lista de Figuras **xiv**

Lista de Tabelas **xxii**

1 Introdução **1**

2 Objetivos **3**

2.1 Objetivo Geral 3

2.2 Objetivos Específicos 3

3 Revisão Bibliográfica **5**

3.1 Aços *Dual Phase* 5

3.2 Envelhecimento Dinâmico em Aços 7

3.2.1 Aspectos Fenomenológicos do Envelhecimento Dinâmico em Aços . 8

3.2.1.1 Patamar na variação do limite de escoamento com a temperatura 9

3.2.1.2 Máximo na variação da tensão do fluxo plástico e no limite de resistência com a temperatura 9

3.2.1.3 Mínimo na variação do alongamento total e do alongamento uniforme com a temperatura 11

3.2.1.4 Efeito Portevin Le Chatelier (PLC) 12

3.2.1.5 Aumento da capacidade de encruamento com a temperatura 14

3.2.1.6 Mínimo na sensibilidade da tensão à velocidade de deformação 17

3.2.2 Modelos Propostos 17

3.2.2.1 Atmosferas de Cottrell 17

3.2.2.2 Ordenamento de Snoek 20

3.2.2.3 Ancoramento, movimento e geração de deslocações 20

3.2.2.4 Energia de ativação do envelhecimento dinâmico 22

3.2.3 Envelhecimento Dinâmico e Subestruturas de Deslocações 28

3.3 Envelhecimento Dinâmico em Aços *Dual Phase* e Multiconstituídos 34

3.3.1 Efeitos do Envelhecimento Dinâmico no Expoente de Encruamento dos Aços *Dual Phase* e Multiconstituídos 46

3.3.2 Efeito do Envelhecimento Dinâmico nas Operações de Conformação 51

3.4 Considerações Finais 53

4 Metodologia **54**

4.1 Material 54

4.2 Caracterização Microestrutural 54

4.3 Caracterização do Comportamento Mecânico 55

4.3.1 Máquina de Ensaios e Sistema de Garras Utilizado 55

4.3.2 Propriedades Mecânicas 58

4.4 Determinação da Susceptibilidade ao Envelhecimento Dinâmico e Mecanismos Envolvidos 59

4.5 Análise da Subestrutura de Deslocações 61

4.5.1 Preparo das Amostras para Análise Via Microscopia Eletrônica de Transmissão 61

5 Resultados **65**

5.1 Caracterização Microestrutural 65

5.1.1 Fração Volumétrica dos Constituintes Formados 66

5.2 Caracterização do Comportamento Mecânico 67

5.3 Evolução das Propriedades Mecânicas com a Temperatura 68

5.4 Subestrutura de Deslocações 87

6 Discussão **93**

6.1 Caracterização Microestrutural 93

6.2 Caracterização do Comportamento Mecânico 94

6.3 Evolução das Propriedades Mecânicas com a Temperatura 95

6.4 Cinética do Processo 99

6.5 Subestrutura de Deslocações 102

7 Conclusões **106**

8 Contribuições Originais e Relevância dos Resultados 108

9 Sugestões para Trabalhos Futuros 109

Bibliografia 109

Lista de Notações

A = constante

A_1 = constante

AHSS = *Advanced High Strength Steels*

APT = *Atom Probe Tomography*

B = bainita

B + C = bainita + carbonetos

b = vetor de Burgers

CP = corpo de prova

D = coeficiente de difusão dos átomos de soluto

DSA = *Dynamic Strain Aging*

DSAP = parâmetro envelhecimento dinâmico

D_o = constante

C = carbonetos

C_o = concentração de soluto nas deslocações

DP = *Dual Phase*

E = constante

e_U = alongamento uniforme

e_T = alongamento total

F = ferrita

HSS = *High Strength Steels*

IC = intervalo de confiança

IF = *Interstitial Free*

ISSH = *Interaction Solid-Solution Hardening*

k = constante de Boltzmann

K_1 = constante

K_2 = constante

l = livre percurso médio das deslocações entre dois obstáculos transponíveis

M = constante

MA = martensita/austenita retida

MET = microscopia eletrônica de transmissão

MEV = microscopia eletrônica de varredura

n = expoente de encruamento

n_a = número mínimo de átomos de soluto por unidade de comprimento de deslocação

n_o = concentração volumétrica de soluto

N = número total de átomos de soluto por unidade de volume

Q = energia de ativação para a difusão do soluto responsável pelo ancoramento das deslocações

R = constante universal dos gases

RE = razão elástica

RMN = ressonância nuclear magnética

S = desvio padrão

t_e = tempo de envelhecimento

t_p = tempo de parada das deslocações em um obstáculo

t_v = tempo de "voo" das deslocações entre obstáculos

T = temperatura absoluta

U_m = energia de interação deslocação-interstícial

$\overline{v}$ = velocidade média das deslocações

v_1 = velocidade menor que a média das velocidades das deslocações

v_2 = velocidade maior que a média das velocidades das deslocações

v_c = velocidade crítica

V_{max} = velocidade máxima

$\overline{x}$ = média da amostra

α = constante

$d\sigma/d\epsilon$ = taxa de encruamento

ΔE = energia de interação soluto-deslocação

$\Delta\sigma$ = diferença entre o limite de resistência e o limite de escoamento na temperatura ambiente

$\Delta\sigma_{HT}$ = diferença entre a tensão de fluxo para uma pré-deformação utilizada e o limite de escoamento correspondente, sendo o ensaio de tração realizado a uma temperatura T

$\Delta\sigma_{RT}$ = diferença entre a tensão de fluxo para uma pré-deformação utilizada e o limite de

escoamento correspondente, sendo o ensaio de tração realizado à temperatura ambiente

$\Delta\sigma_T$ = diferença entre o limite de resistência e o limite de escoamento na temperatura T

$\Delta\sigma$‘ = diferença entre $\Delta\sigma_T$, a uma dada temperatura T e $\Delta\sigma$, na temperatura ambiente

ϵ = deformação plástica verdadeira

$\dot{\epsilon}$ = taxa de deformação para um policristal

ϕ = constante (fator de orientação)

$\dot{\gamma}$ = taxa de deformação para um monocristal

μ = média da população

ρ = densidade total de deslocações

ρ_m = densidade de deslocações móveis

σ = tensão verdadeira

σ_a = tensão de atrito da rede cristalina

σ_e = limite de escoamento

σ_{PS} = tensão de fluxo para uma dada pré-deformação

σ_R = limite de resistência

σ_{YS} = limite de escoamento para uma dada pré-deformação

$\sigma_{5\%}$ = tensão de fluxo plástico a 5% de deformação

τ_m = tensão de atrito máxima

Lista de Figuras

3.1 Aspecto microestrutural de aços DP da classe 600 MPa de limite de resistência, laminados a frio. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque: nital 4%. Ampliação 4000X. Imagem fornecida pelo Centro de Pesquisas da USIMINAS. 6

3.2 Variações possíveis do limite de escoamento, em função da temperatura, no intervalo em que ocorre o envelhecimento dinâmico (REED-HILL, 1977). 9

3.3 Variação da tensão de fluxo para uma deformação plástica de 10% em função da temperatura, para um aço de baixo teor de carbono, para as três taxas de deformação consideradas. Adaptado deWEIDIG *et al* (1995). . . . 10

3.4 Variação do alongamento total em função da temperatura em um aço de baixo teor de carbono para as três taxas de deformação consideradas. Adaptado de WEIDIG *et al.* (1995). 11

3.5 Forma dos serrilhados devido ao envelhecimento dinâmico: em (a), serrilhado tipo "a" e em (b), serrilhado tipo "b" (REED-HILL, 1977). 12

3.6 Curvas tensão-deformação para um aço de baixo teor de carbono ligado ao Mo e Nb, testado a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} nas diferentes temperaturas (CALADO *et al.*, 2008b). 13

3.7 Curvas tensão-deformação para um aço de baixo teor de carbono ligado ao Mo e Nb, testado a uma taxa de deformação de 10^{-4} s^{-1} nas diferentes temperaturas (CALADO *et al.*, 2008b). 14

3.8 Variação do expoente de encruamento, n, com a temperatura em um aço para estampagem extraprofunda. F.A.: fragilidade ao azul (SINGH *et al.*, 2010). 16

3.9 Variação do coeficiente de encruamento, K_1, com a temperatura em um aço para estampagem extraprofunda. F.A.: fragilidade ao azul (SINGH *et al.*, 2010). 16

3.10 Variação da tensão de atrito exercida pelo arraste das atmosferas em função de (A) e (B): velocidade da deslocação, (C): taxa de deformação, (D): temperatura. Adaptado de Reed-Hill *et al.* (2009). 19

3.11 Variações da tensão de deformação plástica em função da taxa de deformação na ausência de envelhecimento dinâmico (A e B) e na presença de uma força de atrito (C e D). Adaptado de Reed-Hill *et al.* (2009). 19

3.12 Variação da tensão de fluxo plástico com a temperatura e a distribuição normal da tensão de atrito. Adaptado de HONG (HONG, 1986). 30

3.13 Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão a partir de ligas de zircaloy. Em (A), amostra deformada a 300 °C e em (B), deformada a 450 °C. Adaptado de HONG (HONG, 1986). 32

3.14 Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão em um aço baixo carbono. Em (A), amostra deformada a 20 °C e em (B), deformada a 150°C. Adaptado de BRINDLEY e BARNBY (1966). 32

3.15 Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão em um aço baixo carbono. Em (A), amostra deformada a 230°C e em (B), deformada a 300°C. Adaptado de BRINDLEY e BARNBY (1966). 33

3.16 Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão em um aço baixo carbono, deformado a 400 °C. Adaptado de BRINDLEY e BARNBY (1966). 33

3.17 Curvas tensão-deformação para o aço 1008. Adaptado de SACHDEV (1982). 36

3.18 Curvas tensão-deformação para o aço DP-A. Adaptado de SACHDEV (1982). 36

3.19 Variações do limite de escoamento (a) e do limite de resistência (b) com a pré-deformação para o aço com 20% de fração volumétrica de martensita. Adaptado de ANIJDAN e VAHDANI (2005). 37

3.20 Variações do limite de escoamento (a) e do limite de resistência (b) com a temperatura para o aço com microestrutura formada por redes de martensita e com frações volumétricas de 25% e 37% de martensita. Adaptado de EKRAMI (2005). 38

3.21 Efeitos da temperatura e da fração volumétrica de martensita sobre a capacidade de encruamento (a) e efeito do envelhecimento dinâmico no aço estudado por EKRAMI. Adaptado de EKRAMI (2005). 39

3.22 Variações do limite de escoamento e do limite de resistência com a temperatura de pré-deformação para o aço com 22% de ferrita (a) e para o aço com 34 % de ferrita (b). Adaptado de SHAHRIARY *et al.* (2012) 40

3.23 Variações dos alongamentos total e uniforme com a temperatura de pré-deformação para o aço com 22 % de ferrita e para o aço com 34 % de ferrita. Adaptado de SHAHRIARY *et al.* (2012) 41

3.24 Curvas tensão-deformação para o aço *Dual Phase*, contendo 11,3% de fração volumétrica de ferrita na faixa de temperaturas de 25 a 500 °C. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b). 42

3.25 Efeitos da temperatura no limite de resistência e no limite de escoamento de um aço *Dual Phase* com 11,3% de ferrita. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b). 43

3.26 Efeitos da temperatura no alongamento uniforme e no alongamento total de um aço *Dual Phase* com 11,3% de ferrita. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b). 44

3.27 Efeitos da temperatura no alongamento uniforme e no alongamento total, para as pré-defomações utilizadas. Adaptado de FARNOUSH *et al.* (2012). 45

3.28 Variações do parâmetro $\triangle\sigma_{HT}$ (a) e do parâmetro $DSAP$ (b) com a temperatura. Adaptado de FARNOUSH *et al.* (2012). 46

3.29 Curvas tensão-deformação para os dois constituintes do aço DP, mostrando os três estágios. Adaptado de HÜPER *et al.* (1999). 47

3.30 Efeito da temperatura sobre o expoente de encruamento (n) para os estágios 1 e 2 do aço com 11,3% de fração volumétrica de ferrita. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b). 49

3.31 Efeito da temperatura sobre o coeficiente de resistência (K_1) para os estágios 1 e 2 do aço com 11,3% de fração volumétrica de ferrita. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b). 49

3.32 Variação de (a) expoente de encruamento, n, e (b) coeficiente de resistência, K_1, para o aço com 22% de ferrita, no primeiro e no segundo estágios de encruamento; Variação de (c) expoente de encruamento, n, e (d) coeficiente de resistência, K_1, para o aço com 34% de ferrita, no primeiro e no segundo estágios de encruamento. Adaptado de SHAHARIARY *et al.* (2012). . . . 51

4.1 Corpo de prova para ensaio de tração. 56

4.2 Componentes do sistema de garras utilizado. 57

4.3 Corpo de prova posicionado na base B e apoiado na curva de raio 6 mm. . 57

4.4 Conjunto montado: base B, peça de aperto A e corpo de prova CP. 58

4.5 Camada de platina colocada sobre a área de interesse para retirada da lâmina para análise via microscopia eletrônica de transmissão. 61

4.6 Corte de material ao redor da camada protetora de platina, evidenciando a região de interesse no centro. 62

4.7 Lâmina presa por uma extremidade. 63

4.8 Agulha soldada na extremidade livre da lâmina para posterior retirada. . . 63

4.9 Lâmina soldada na grade de fixação para posterior redução de espessura. . 64

5.1 Microestrutura do aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, laminado a frio e recozido. Ataque: Nital 4%. 65

5.2 Aspecto da microestrutura do aço estudado. MEV. Ataque: Nital 4%. F: ferrita, B: bainita, C: carboneto, MA: martensita/austenita retida. 66

5.3 Curva tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, ensaiado à temperatura ambiente, a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}. 68

5.4 Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-1} s^{-1}. 69

5.5 Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1}. 69

5.6 Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 5×10^{-3} s^{-1}. 70

5.7 Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}. 70

5.8 Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 5×10^{-4} s^{-1}. 71

5.9 Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-4} s^{-1}. 71

5.10 Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}. 72

5.11 Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-5} s^{-1}. 72

5.12 Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 5×10^{-6} s^{-1}. 73

5.13 Detalhes das curvas tensão-deformação, evidenciando o efeito Portevin Le Chatelier para uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}. 74

5.14 Evolução do limite de escoamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}. 76

5.15 Evolução do limite de escoamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}. 76

5.16 Evolução do limite de escoamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}. 77

5.17 Evolução do limite de escoamento com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas. 77

5.18 Evolução do limite de resistência com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}. 78

5.19 Evolução do limite de resistência com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}. 78

5.20 Evolução do limite de resistência com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}. 79

5.21 Evolução do limite de resistência com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas. 79

5.22 Evolução da tensão de fluxo a 5% de deformação com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}. . 80

5.23 Evolução da tensão de fluxo a 5% de deformação com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}. . 81

5.24 Evolução da tensão de fluxo a 5% de deformação com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}. 81

5.25 Evolução da tensão de fluxo plástico a 5% de deformação com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas. 82

5.26 Evolução do expoente de encruamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}. 82

5.27 Evolução do expoente de encruamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}. 83

5.28 Evolução do expoente de encruamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}. 83

5.29 Evolução do expoente de encruamento com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas. 84

5.30 Evolução do alongamento total com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}. 85

5.31 Evolução do alongamento total com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}. 85

5.32 Evolução do alongamento total com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}. 86

5.33 Evolução do alongamento total com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas. 86

5.34 Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de não deformado, evidenciando a distribuição das deslocações na ferrita, próximo da interface ferrita-martensita. 87

5.35 Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado à temperatura ambiente a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, evidenciando a distribuição das deslocações na ferrita. 88

5.36 Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 200 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, evidenciando a distribuição das deslocações em paredes paralelas (DW). 89

5.37 Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 300 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, evidenciando a distribuição das deslocações em paredes paralelas (DW). 90

5.38 Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 350 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}. F: ferrita e M: martensita. 91

5.39 Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 350 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}. 92

5.40 Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 400 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}. F: ferrita e B: bainita. 92

6.1 Variação de $ln(\dot{\epsilon} \cdot T)$ com o inverso da temperatura absoluta para o início do efeito Portevin Le Chatelier. 100

6.2 Variação de $ln(\dot{\epsilon} \cdot T)$ com o inverso da temperatura absoluta para para o máximo da variação da tensão de fluxo plástico com a temperatura. 100

Lista de Tabelas

3.1 Composição química (porcentagem em peso) dos aços estudados por SACHDEV (1982). 35

3.2 Coeficientes de encruamento nos estágios II e III para os aços estudados por HÜPER *et al.* (1999) 48

4.1 Composição química do aço (porcentagem em peso). 54

4.2 Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (mm). 56

5.1 Fração volumétrica dos constituintes formados. 66

5.2 Propriedades mecânicas do aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência. 67

5.3 Temperatura de início do efeito Portevin Le Chatelier e de máximo do limite de resistência para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência nas diversas taxas de deformação empregadas. 75

Capítulo 1

Introdução

Atualmente, as indústrias siderúrgicas investem em pesquisas de novos tipos de aço que possibilitem a excelente combinação de elevada resistência mecânica e boa conformabilidade, em decorrência da demanda da indústria automobilística por veículos mais seguros, menos poluentes e econômicos. Dentre esses novos desenvolvimentos, destacam-se os aços *Dual Phase* (DP) que são classificados como AHSS (*Advanced High Strength Steels*), aços de alta resistência mecânica, com microestrutura constituída de ferrita e martensita e/ou bainita. Esses aços são caracterizados pela ausência de limite de escoamento definido e de patamar de escoamento, baixa razão elástica e elevada capacidade de encruamento no início da deformação plástica.

Em aços *Dual Phase*, do ponto de vista tecnológico, a caracterização e o controle do envelhecimento após deformação é especialmente importante para a utilização dos seus efeitos durante a etapa de cura da pintura das carrocerias, podendo resultar em ganhos expressivos em relação aos aços convencionais (*Bake Hardenable* e *Interstitial Free* de alta resistência), no que diz respeito à resistência à identação, ao efeito *springback* e à redução de peso. Outro aspecto igualmente importante, porém bem menos estudado nesses aços, é o envelhecimento dinâmico e sua influência nas operações de estampagem a que são submetidos os aços *Dual Phase*, utilizados na indústria automobilística.

Vários trabalhos mostraram que o envelhecimento após deformação em aços *Dual Phase* é bem mais complexo do que nos aços ferríticos, ligados ou não. Por outro lado, alguns

estudos relatam efeitos de envelhecimento dinâmico (*Dynamic Strain Aging*, DSA) em operações de conformação, devido à ação simultânea de deformação e aquecimento resultante do atrito ferramenta/metal ou em situações como na laminação a morno. Assim, neste trabalho, caracterizou-se o comportamento de um aço *Dual Phase*, frente ao envelhecimento dinâmico, no que concerne aos seus aspectos fenomenológicos e cinéticos, visando contribuir para seu controle nas operações de conformação.

Capítulo 2

Objetivos

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho foi a caracterização da susceptibilidade ao envelhecimento dinâmico em um aço *Dual Phase* da classe de 600 MPa de limite de resistência em termos de seus aspectos fenomenológicos e cinéticos.

2.2 Objetivos Específicos

O presente trabalho visou também os seguintes objetivos específicos:

- Determinar o comportamento em termos do envelhecimento dinâmico de um aço *Dual Phase*, através da intensidade dos efeitos no limite de escoamento, limite de resistência, alongamento total e expoente de encruamento, no intervalo de temperaturas situado entre 25°C e 600°C, para diferentes taxas de deformação;
- Identificar os mecanismos associados ao envelhecimento dinâmico no aço *Dual Phase*, através do estudo da cinética do processo, analisada em termos da relação entre as temperaturas e taxas de deformação, nas quais os efeitos relacionados a cada mecanismo têm seu início ou apresentam intensidade máxima;

- Determinar para o aço *Dual Phase* considerado, a contribuição relativa de diferentes mecanismos aos efeitos associados ao envelhecimento dinâmico em diferentes condições de temperaturas e taxas de deformação;

- Correlacionar, para o aço considerado, os mecanismos de envelhecimento dinâmico com a subestrutura de deslocações em amostras ensaiadas em diferentes condições de temperatura e taxa de deformação.

Capítulo 3

Revisão Bibliográfica

3.1 Aços *Dual Phase*

A pesquisa em aços para a indústria automobilística tem sido direcionada ao desenvolvimento de materiais que podem apresentar uma combinação ótima entre propriedades mecânicas, importantes para esta finalidade, custo e produtividade (TIMOKHINA *et al.*, 2007). Os aços *Dual phase* fazem parte desse grupo de aços e são classificados metalurgicamente como aços AHSS (*Advanced High Strenght Steels*) (WOLFF, 2008). Apresentam ótima combinação de resistência e ductilidade o que permite o desenvolvimento de veículos de menor massa com consequente economia de combustível, além de proporcionar maior segurança aos usuários (HAYAT e UZUN, 2011).

A microestrutura dos aços *Dual Phase* é formada por uma matriz ferrítica na qual se encontram, geralmente, ilhas de martensita e/ou bainita. Também podem estar presentes pequenas quantidades de outras fases ou constituintes, tais como perlita e/ou austenita retida (MURARI, 2009). Os aços *Dual Phase* apresentam baixo teor em carbono, o que garante elevada dutilidade da fase ferrítica, com adições de manganês, 1,2% a 2,0%, para elevar a temperabilidade e o campo de estabilidade da austenita e, consequentemente, o volume do segundo constituinte após o tratamento térmico. Pode-se também adicionar silício, 0,25% a 0,5% (WOLFF, 2008; MURARI, 2009). A figura 3.1 mostra uma microestrutura típica desses aços.

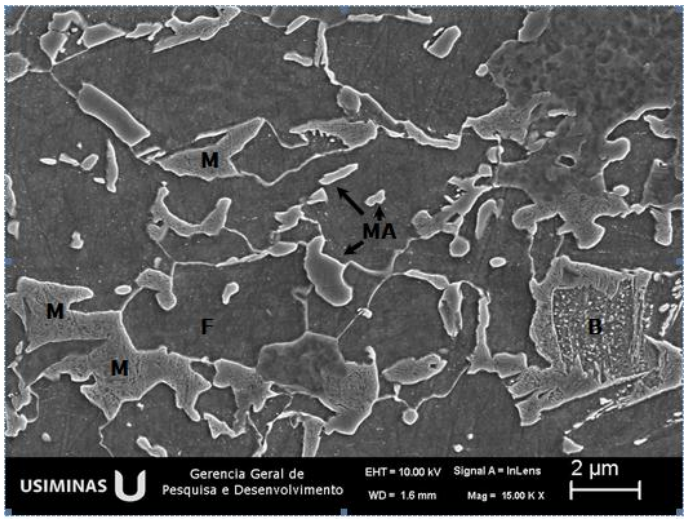

Figura 3.1: Aspecto microestrutural de aços DP da classe 600 MPa de limite de resistência, laminados a frio. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque: nital 4%. Ampliação 4000X. Imagem fornecida pelo Centro de Pesquisas da USIMINAS.

Os aços *Dual Phase* apresentam transição contínua do regime elástico para o plástico, ou seja, ausência de limite de escoamento descontínuo e de patamar de escoamento, devido à geração de grande quantidade de deslocações móveis nas interfaces ferrita/martensita, consequência da expansão de volume e da deformação cisalhante que ocorrem durante a transformação da austenita em martensita no resfriamento a partir do campo bifásico (LlEWELLYN e HILLIS, 1996).

Os baixos valores de razão elástica (RE), apresentados pelos aços *Dual Phase*, se devem à presença de martensita na microestrutura, que é responsável pelo aumento do limite de resistência, bem como à grande quantidade de deslocações livres existentes nas interfaces ferrita/martensita. A baixa razão elástica permite que os aços *Dual Phase* apresentem valores mais elevados de deformação, sem risco de ruptura (LlEWELLYN e HILLIS, 1996).

Observa-se, também, nos aços *Dual Phase*, elevada capacidade de encruamento no início da deformação plástica. Há uma interação de deslocações entre si e com barreiras que impedem o movimento dessas deslocações através da rede cristalina. As barreiras podem ser formadas por partículas microscópicas de precipitados e também por átomos de soluto. No entanto, as barreiras mais efetivas são as deslocações imóveis que se formam, quando as deslocações que se movimentam em planos de escorregamento, que se

interceptam, combinam-se, produzindo novas deslocações, cujos vetores de *Burgers* não se encontram em direções de escorregamento. As barreiras geradas por essas deslocações imóveis existirão até que a tensão atinja um nível suficientemente alto para romper o bloqueio (ABE, 2003; YI *et al.*, 2008). Dessa forma, explica-se a elevada capacidade de encruamento dos aços *Dual Phase*, pois a elevada densidade inicial de deslocações, geradas nas interfaces ferrita/martensita, faz com que para deformações relativamente pequenas, a densidade de deslocações imóveis resultante seja muito alta, tornando difícil o movimento das deslocações móveis.

O alongamento total dos aços *Dual Phase*, relativamente a outros aços, como, por exemplo, aços perlíticos e aços baixo carbono com elementos de liga é mais elevado. Esta característica tem sido atribuída à grande quantidade de ferrita na microestrutura, ao baixo teor de carbono nessa fase e à presença de austenita retida, entre outros (SPEICH, 1990; IRIE *et al.*, 1981; MEYER *et al.*, 2000).

3.2 Envelhecimento Dinâmico em Aços

O envelhecimento dinâmico é um conjunto de alterações no comportamento mecânico de metais ou ligas metálicas, dependentes da temperatura e da taxa de deformação, cujas manifestações têm origem no ancoramento de deslocações por átomos de soluto durante a deformação plástica. Este fenômeno ocorre em vários tipos de aços, em condições normalmente encontradas no processamento e/ou utilização do produto (KOOHBOR e SERAJZADEH, 2010; DEHGHANI e JONAS, 2000), em que pequenas variações da composição ou de parâmetros dos tratamentos termomecânicos implicam em variações drásticas, na aptidão à deformação ou no desempenho em serviço.

Um exemplo ilustrativo é o aço perlítico trefilado, utilizado na fabricação de cordoalhas para *steel cord*, no qual o envelhecimento dinâmico é usado como mecanismo de aumento de resistência à relaxação de tensões (EVANS e BHATTACHARYA, 1972).

Outro exemplo clássico é o controle do envelhecimento nas operações de conformação de fio-máquina de aços de baixo teor de carbono que, inevitavelmente, ocorre devido ao

aquecimento decorrente do atrito entre o metal e a matriz. O aumento de resistência e a queda na ductilidade, decorrentes do envelhecimento, acarretam a formação de trincas no material e o desgaste prematuro da ferramenta (TAHERI *et al.*, 1995; LIU *et al.*, 2002).

Os efeitos do envelhecimento dinâmico nas propriedades de aços de baixo teor de carbono laminados a morno são relatados por alguns pesquisadores. Segundo TIMOKHINA *et al.* (2004) e PERELOMA *et al.* (2007), o envelhecimento dinâmico, que ocorre durante a laminação, compromete a estampabilidade desses aços.

3.2.1 Aspectos Fenomenológicos do Envelhecimento Dinâmico em Aços

Em aços ferríticos, o envelhecimento dinâmico tem sido objeto de numerosos estudos devido às importantes manifestações no comportamento mecânico a ele associadas. Estas manifestações, que ocorrem em um intervalo de temperaturas, dependente da taxa de deformação, foram caracterizadas de forma sistemática pela primeira vez por BAIRD (1972):

- presença de patamar na variação do limite de escoamento com a temperatura;
- presença de máximo na variação da tensão de fluxo plástico e do limite de resistência com a temperatura;
- presença de mínimo na variação dos alongamentos total e uniforme com a temperatura;
- escoamento plástico descontínuo (efeito Portevin Le Chatelier);
- aumento da capacidade de encruamento com a temperatura;
- presença de mínimo na variação do coeficiente da sensibilidade da tensão à velocidade de deformação com a temperatura.

Estes efeitos são descritos resumidamente, a seguir:

3.2.1.1 Patamar na variação do limite de escoamento com a temperatura

Normalmente, na região de envelhecimento dinâmico, o limite de escoamento fica praticamente constante em um certo intervalo de temperaturas (REED-HILL, 1977). Esse comportamento, entretanto, apresenta algumas variações, dependendo do teor de intersticiais, de acordo com uma das três possibilidades a, b e c, representadas esquematicamente na figura 3.2.

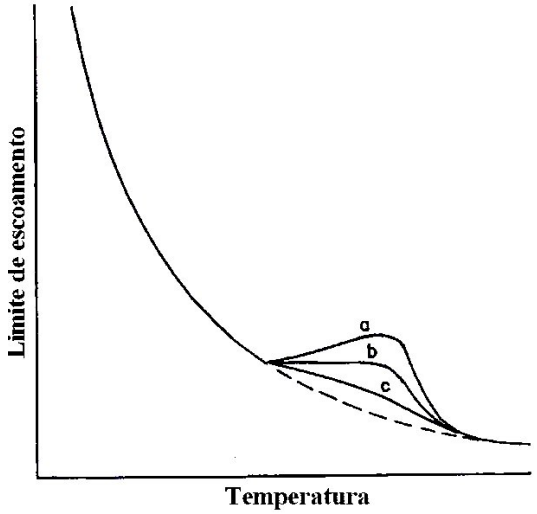

Figura 3.2: Variações possíveis do limite de escoamento, em função da temperatura, no intervalo em que ocorre o envelhecimento dinâmico (REED-HILL, 1977).

Uma variação de acordo com a curva "b" traduz o comportamento mais frequentemente observado.

3.2.1.2 Máximo na variação da tensão do fluxo plástico e no limite de resistência com a temperatura

Este efeito é, sem dúvida, a manifestação mais evidente do envelhecimento dinâmico. Ele se apresenta com mais ou menos intensidade em todos os aços no intervalo de temperaturas entre, aproximadamente, 100 °C e 500 °C (TAHERI *et al.*, 1995; LIU *et al.*, 2002; WEIDIG *et al.*, 1995). Segundo REED-HILL (1977), a temperatura deste máximo coincide com a temperatura do fim do patamar no limite de escoamento. Entretanto, isso nem sempre pode ser verificado, considerando a dificuldade em definir essa temperatura limite.

WEIDIG *et al.* (1995) em um estudo sobre envelhecimento dinâmico em um aço baixo teor de carbono, mostraram que a temperatura correspondente ao máximo na tensão de fluxo plástico, se desloca para um valor mais alto com o aumento da taxa de deformação, figura 3.3.

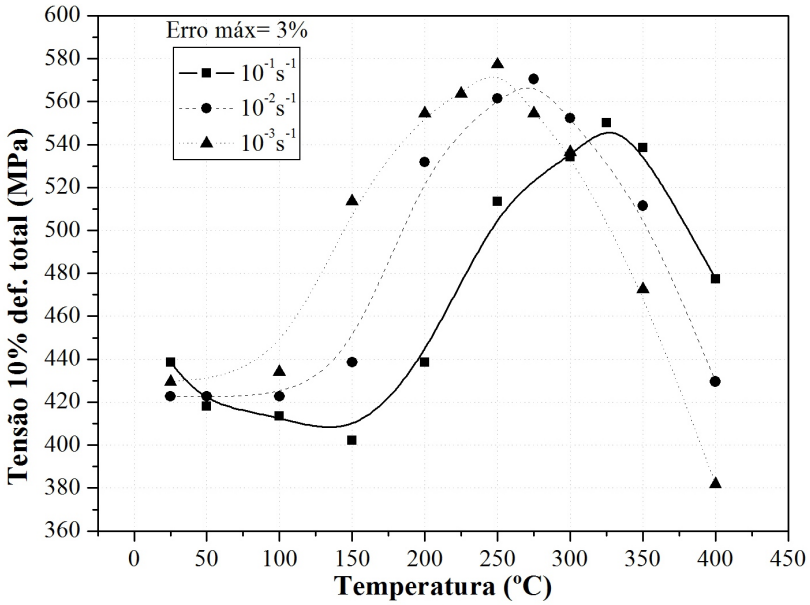

Figura 3.3: Variação da tensão de fluxo para uma deformação plástica de 10% em função da temperatura, para um aço de baixo teor de carbono, para as três taxas de deformação consideradas. Adaptado deWEIDIG *et al* (1995).

Em vários outros trabalhos foi observada a mesma tendência (EVANS e BHATTACHARYA, 1972; TAHERI *et al.*, 1995; LIU *et al.*, 2002; KEH *et al.*, 1968; CALADO *et al.*, 2008b). O mesmo ocorre no caso do patamar ou máximo no limite de escoamento, embora nem sempre seja possível determinar com precisão a temperatura de início do patamar.

Segundo KEH *et al.* (1968), uma variação da taxa de deformação não tem influência na amplitude do máximo. No entanto, vários outros autores mostraram que um decréscimo na taxa de deformação acarreta um aumento na intensidade do máximo (EVANS e BHATTACHARYA, 1972; LIU *et al.*, 2002; PERELOMA *et al.*, 2007; WEIDIG *et al.*, 1995; CALADO *et al.*, 2008b).

3.2.1.3 Mínimo na variação do alongamento total e do alongamento uniforme com a temperatura

Na região do envelhecimento dinâmico, os alongamentos uniforme e total passam por um mínimo em uma temperatura próxima daquela correspondente ao máximo nas tensões. Este fenômeno é conhecido há muito tempo no caso do ferro e do aço: é chamado de "Fragilidade ao Azul" porque ocorre entre 200 °C e 300 °C, temperaturas nas quais o ferro forma um óxido azul. Entretanto, não se trata de uma fragilização no sentido estrito do termo, uma vez que a redução de área na estricção se mantém constante, enquanto os alongamentos passam por um mínimo (REED-HILL, 1977).

A temperatura do mínimo nos alongamentos é igualmente sensível à taxa de deformação: aumenta quando este parâmetro aumenta. No entanto, essa temperatura não coincide exatamente com a temperatura de máximo nas tensões, como pode ser constatado na figura 3.4, que mostra a variação do alongamento total em função da temperatura para o aço estudado por WEIDIG *et al.* (1995).

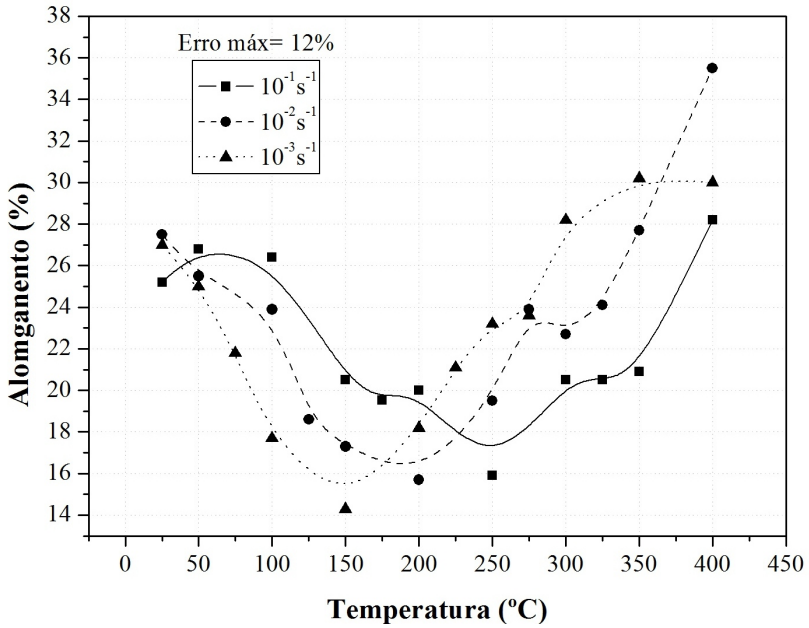

Figura 3.4: Variação do alongamento total em função da temperatura em um aço de baixo teor de carbono para as três taxas de deformação consideradas. Adaptado de WEIDIG *et al.* (1995).

Os dados da literatura mostram que a intensidade do mínimo nos alongamentos não parece

seguir uma variação regular em função da taxa de deformação (TAHERI *et al.*, 1995; LIU *et al.*, 2002; CALADO *et al.*, 2008b).

3.2.1.4 Efeito Portevin Le Chatelier (PLC)

O efeito Portevin Le Chatelier é o aspecto mais estudado do envelhecimento dinâmico. Trata-se de uma deformação descontínua que se traduz por serrilhados na curva tensão -deformação, cuja amplitude, frequência, localização e forma variam com a composição do metal e as condições experimentais.

De maneira geral, pode-se distinguir, segundo a forma, dois tipos de serrilhados, como mostra a figura 3.5 (REED-HILL, 1977). Os serrilhados do tipo "a" são associados, cada um, a uma banda de Lüders que percorre toda a amostra. Essas bandas nucleiam-se, geralmente, na mesma extremidade do corpo de prova. Os serrilhados do tipo "b" correspondem a bandas que se nucleiam em qualquer ponto do comprimento útil da amostra, e a sua largura é limitada em consequência do ancoramento das deslocações durante a sua propagação.

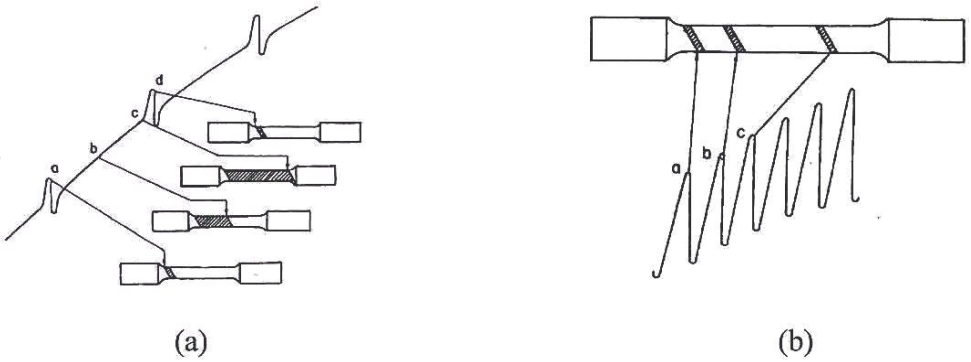

Figura 3.5: Forma dos serrilhados devido ao envelhecimento dinâmico: em (a), serrilhado tipo "a" e em (b), serrilhado tipo "b" (REED-HILL, 1977).

Os serrilhados do tipo "a" aparecem na região do envelhecimento dinâmico, em temperaturas mais baixas ou para taxas de deformação mais altas, enquanto os serrilhados do tipo "b" são observados em menores taxas de deformação e em temperaturas mais altas.

A deformação na região de envelhecimento dinâmico pode também resultar de uma com-

binação ou superposição dos dois tipos de serrilhados "a" e "b". Porém, para qualquer forma da curva, a origem física do fenômeno é a mesma e o fluxo plástico é descontínuo.

De uma maneira geral, a amplitude e a frequência dos serrilhados aumentam quando a taxa de deformação diminui e/ou a temperatura aumenta. A deformação, na qual os serrilhados aparecem, aumenta com o aumento da taxa de deformação. A temperatura, na qual os serrilhados desaparecem, da mesma forma que a temperatura em que esses aparecem, aumenta com o aumento da taxa de deformação.

A localização dos serrilhados na curva tensão-deformação é outro aspecto importante. A figura 3.6 ilustra as curvas de tração de um aço estrutural de baixo teor de carbono, ligado ao Mo e Nb (CALADO *et al.*, 2008b) e mostra a evolução do aspecto e da localização dos serrilhados.

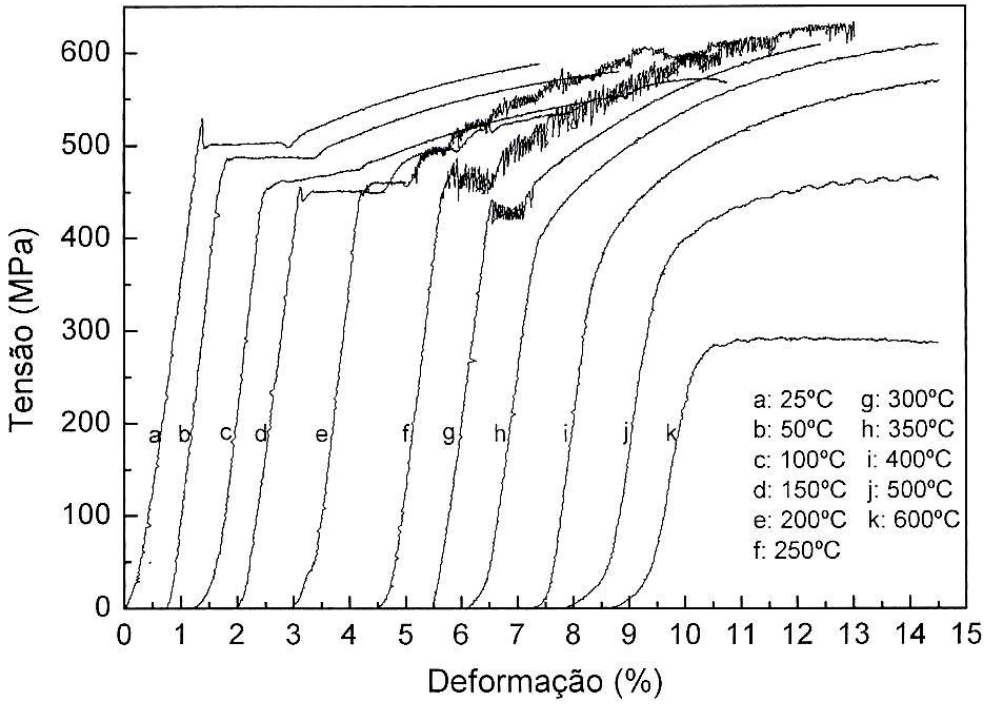

Figura 3.6: Curvas tensão-deformação para um aço de baixo teor de carbono ligado ao Mo e Nb, testado a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} nas diferentes temperaturas (CALADO *et al.*, 2008b).

Constata-se que os serrilhados podem aparecer tanto no patamar de Lüders quanto em deformações superiores à do patamar. Tais serrilhados no patamar podem continuar mesmo quando os serrilhados sobre o resto da curva tensão-deformação desaparecem. Deve-se

enfatizar que, para certas combinações temperatura-taxa de deformação, os serrilhados não aparecem desde o início da curva de tração, mas são precedidos de uma região de deformação plástica homogênea (curva j na figura 4.6).

3.2.1.5 Aumento da capacidade de encruamento com a temperatura

Na região do envelhecimento dinâmico, os aços apresentam uma capacidade de encruamento anormalmente alta, que passa por um máximo em função da taxa de deformação e da temperatura (BAIRD, 1972).

A figura 3.7 mostra uma série de curvas tensão-deformação do mesmo aço relativo à figura 3.6, porém testado a uma taxa de deformação igual a 10^{-4} s^{-1}. Observa-se, no intervalo entre 100 °C e 400 °C, um nítido aumento da capacidade de encruamento com o aumento da temperatura. Este aumento é tanto mais evidente quanto menor for a taxa de deformação e, no caso dos aços, quanto maior for o teor de carbono e/ou nitrogênio em solução sólida (CALADO *et al.*, 2008b,a).

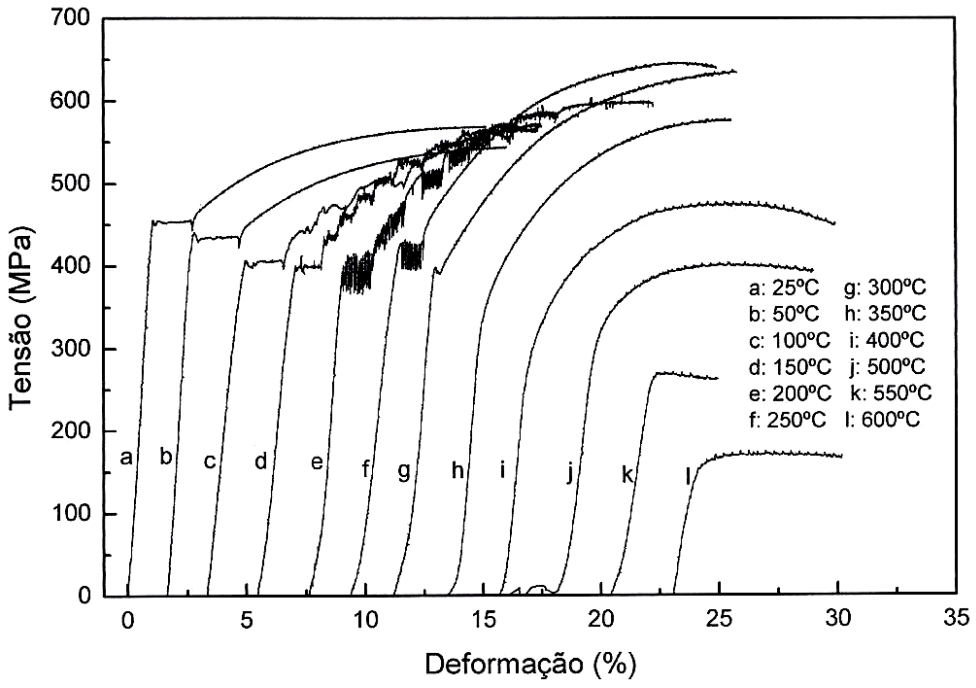

Figura 3.7: Curvas tensão-deformação para um aço de baixo teor de carbono ligado ao Mo e Nb, testado a uma taxa de deformação de 10^{-4} s^{-1} nas diferentes temperaturas (CALADO *et al.*, 2008b).

De uma maneira geral, a tensão de fluxo plástico, σ, depende da deformação plástica verdadeira, ϵ, da taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, e da temperatura, T:

$$\sigma = \sigma(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) \tag{3.1}$$

Normalmente, para uma taxa de deformação e temperatura dadas, admite-se que a tensão verdadeira, σ, é uma função da deformação plástica verdadeira, ϵ, de acordo com a equação de Hollomon:

$$\sigma = K_1 \cdot \epsilon^n \tag{3.2}$$

Relação na qual K_1 é o coeficiente de resistência, n é o expoente de encruamento, σ e ϵ têm os significados anteriores descritos.

A capacidade de encruamento é dada, portanto, por:

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = K_1 \cdot n \cdot \epsilon^{n-1} \tag{3.3}$$

Conhecendo-se os valores de n e K_1, a capacidade de encruamento pode ser calculada. Como $d\sigma/d\epsilon$ passa por um máximo, em função da temperatura na região de envelhecimento dinâmico, ou n ou K_1, ou os dois parâmetros devem passar por um máximo nessa região.

SINGH *et al.* (2010) estudaram a variação de n e K_1 com a temperatura em um aço para estampagem extraprofunda cuja composição era (porcentagem em peso): 0,05% C, 0,39% Mn, 0,83% Si, 0,024% S e 0,019% P. Os valores de n e K_1 foram determinados em amostras retiradas de chapas em três direções, em relação à direção de laminação: a 0°, a 45° e a 90°. Observou-se que tanto o valor de n, figura 3.8, quanto o valor de K_1, figura 3.9, passam por um máximo, na região de envelhecimento dinâmico.

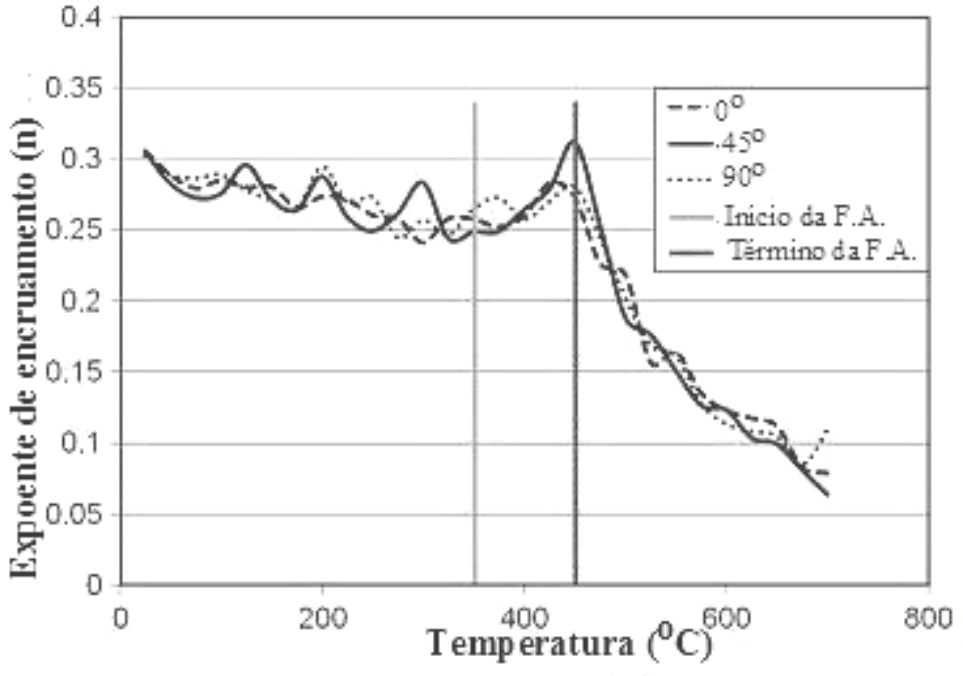

Figura 3.8: Variação do expoente de encruamento, n, com a temperatura em um aço para estampagem extraprofunda. F.A.: fragilidade ao azul (SINGH *et al.*, 2010).

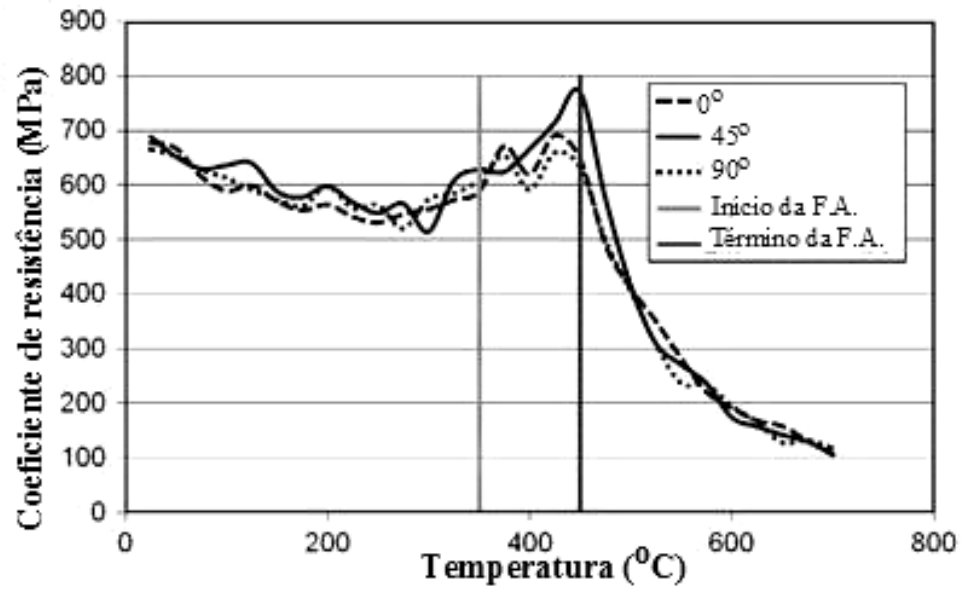

Figura 3.9: Variação do coeficiente de encruamento, K_1, com a temperatura em um aço para estampagem extraprofunda. F.A.: fragilidade ao azul (SINGH *et al.*, 2010).

3.2.1.6 Mínimo na sensibilidade da tensão à velocidade de deformação

É bem conhecido (HUMPHREYS *et al.*, 2002) que a sensibilidade da tensão de fluxo plástico à taxa de deformação, m, passa por um mínimo, no intervalo de temperaturas em que ocorre o envelhecimento dinâmico. O parâmetro m é definido por:

$$m = \ln(\sigma_2/\sigma_1)/\ln(\dot{\epsilon_2}/\dot{\epsilon_1}) \tag{3.4}$$

Nessa relação, σ_1 e σ_2 são as tensões verdadeiras correspondentes a uma dada deformação ϵ, às taxas de deformação $\dot{\epsilon_1}$ e $\dot{\epsilon_2}$, respectivamente. Na ausência do envelhecimento dinâmico, observa-se um aumento do parâmetro m com o aumento da temperatura (HUMPHREYS *et al.*, 2002).

3.2.2 Modelos Propostos

Os modelos que são encontrados na literatura para explicar as diversas manifestações do envelhecimento dinâmico em aços consideram uma interação dinâmica entre as deslocações e os átomos intersticiais, nitrogênio e/ou carbono, e são baseados em um arraste desses átomos pelas deslocações ou um ancoramento das deslocações pelos intersticiais.

Qualquer que seja o mecanismo, admite-se, normalmente, que as manifestações do envelhecimento dinâmico se apresentam durante a deformação plástica do metal, quando a velocidade das deslocações e a velocidade de difusão dos intersticiais são aproximadamente iguais.

3.2.2.1 Atmosferas de Cottrell

COTTRELL e JASWON (1949) propuseram que o envelhecimento dinâmico seria devido a uma força de atrito exercida sobre as deslocações em movimento, por uma atmosfera de átomos de soluto que se desloca junto com as deslocações. Os átomos intersticiais que introduzem uma deformação elástica na rede são atraídos para as deslocações, de maneira a diminuir a energia elástica do sistema. As nuvens de soluto em volta das deslocações são

chamadas atmosferas de Cottrell (COTTRELL e JASWON, 1949) e se formam durante a deformação plástica, quando a velocidade de difusão dos intersticiais se torna comparável à velocidade das deslocações.

A velocidade máxima na qual uma deslocação pode arrastar a sua atmosfera, $v_{máx}$, é dada por (COTTRELL e JASWON, 1949):

$$v_{máx} = \frac{4 \cdot D \cdot k \cdot T}{A} \tag{3.5}$$

Onde D é o coeficiente de difusão dos átomos de soluto, A é um parâmetro que é função da energia de interação deslocação-intersticial, U_m, sendo $A = U_m \cdot b$, em que b é o vetor de Burgers da deslocação, T é a temperatura absoluta e k é a constante de Boltzmann.

A tensão máxima de atrito, τ_m, exercida pelo arraste das atmosferas, é dada por (COTTRELL e JASWON, 1949):

$$\tau_m = \frac{17 \cdot A \cdot C_0 \cdot N}{b} \tag{3.6}$$

Onde C_0 é a concentração do soluto nas deslocações, N é o número total dos átomos de soluto por unidade de volume, b é o vetor de Burgers da deslocação e A tem o significado anteriormente mencionado.

A figura 3.10 (REED-HILL *et al.*, 2009) mostra a variação da força de atrito, exercida pela atmosfera na deslocação, em função da velocidade da deslocação (A e B), da taxa de deformação (C) e da temperatura (D). Na figura 3.10, σ_m é a tensão máxima de atrito, v_c é a velocidade da deslocação para a qual a tensão de atrito é máxima, $\dot{\epsilon_c}$ é a taxa de deformação correspondente à velocidade crítica da deslocação, v_c.

Assim, a variação "normal" da tensão com a taxa de deformação e a temperatura, figura 3.11 (A) e (B), é modificada pela existência dessa força de atrito e as curvas $\sigma = \sigma(T)$ apresentam os comportamentos indicados na figura 3.11 (C) e (D) (REED-HILL *et al.*, 2009). Na figura 3.11 (C), constata-se que o metal deformado a uma velocidade crítica v_c, tem sua tensão de fluxo plástico diminuída se a taxa de deformação aumenta. Isso traduz uma situação de instabilidade.

O aumento da taxa de deformação acarreta um decréscimo de resistência que conduz à

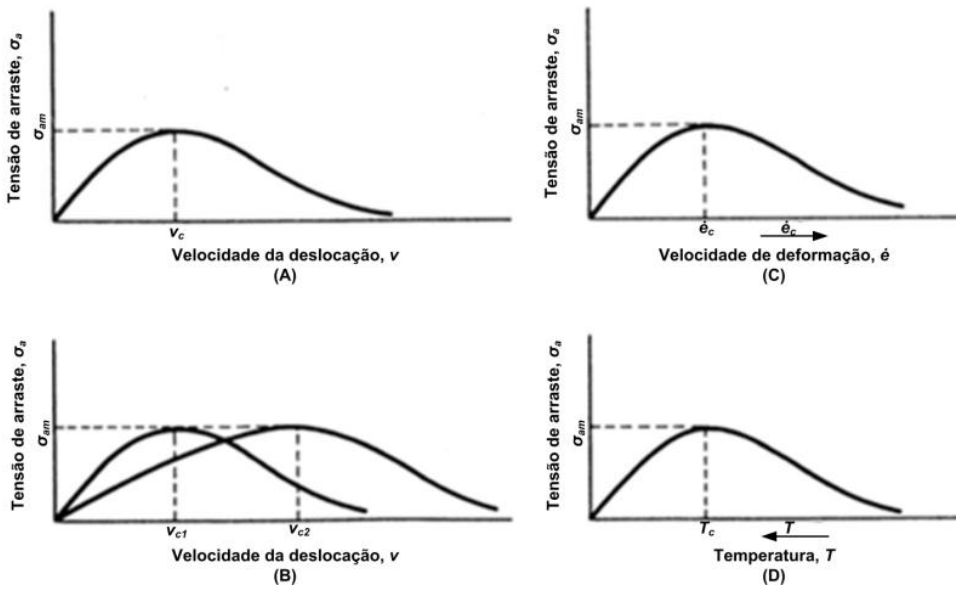

Figura 3.10: Variação da tensão de atrito exercida pelo arraste das atmosferas em função de (A) e (B): velocidade da deslocação, (C): taxa de deformação, (D): temperatura. Adaptado de Reed-Hill *et al.* (2009).

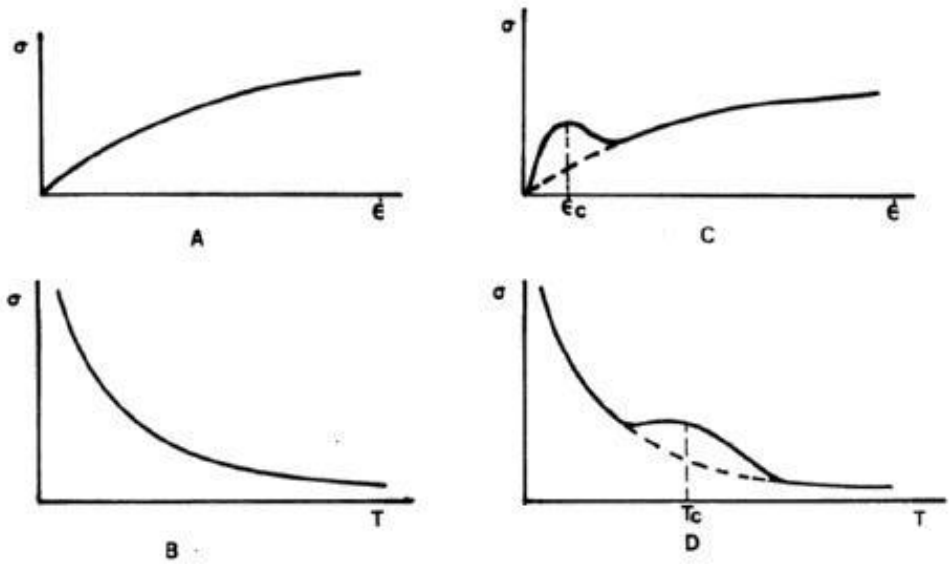

Figura 3.11: Variações da tensão de deformação plástica em função da taxa de deformação na ausência de envelhecimento dinâmico (A e B) e na presença de uma força de atrito (C e D). Adaptado de Reed-Hill *et al.* (2009).

formação de uma banda de deformação. Quando esta se forma a tensão diminui.

De acordo com NABARRO (1967), as deslocações na banda de deformação, devido ao aumento de sua velocidade, se liberam de sua atmosfera de átomos de soluto. Essas deslocações serão, entretanto, imobilizadas em obstáculos e novas atmosferas se formarão. Assim, para que a deformação continue, a tensão deve aumentar e a curva de tração apresentará serrilhados que refletem o fluxo plástico descontínuo.

3.2.2.2 Ordenamento de Snoek

SCHOECK e SEEGER (1959) sugeriram que o patamar ou máximo na variação do limite de escoamento do Fe_α com a temperatura na região de envelhecimento dinâmico seria devido ao ordenamento de Snoek de átomos intersticiais. Este ordenamento pode ocorrer no campo de tensões de uma deslocação, uma vez que esses átomos preferem determinados sítios octaédricos a outros. Tal ordem teria por efeito uma força de atrito sobre o movimento das deslocações. Entretanto, experiências de RMN não permitiram detectar esse ordenamento e o modelo foi abandonado (STRUDEL, 1979).

3.2.2.3 Ancoramento, movimento e geração de deslocações

Medidas de densidade de deslocações, realizadas na região de envelhecimento dinâmico, mostraram que ocorre um aumento na taxa de multiplicação das deslocações neste intervalo de temperaturas. Este aumento pode ser consequência de uma diminuição da velocidade das deslocações pelo atrito produzido pelas atmosferas, mas é mais provável que as deslocações sejam imobilizadas pelas atmosferas e que novas deslocações sejam criadas (KEH *et al.*, 1968).

Para um monocristal, segundo a equação de Orowan (REED-HILL, 1977), a taxa de deformação, $\dot{\gamma}$, é relacionada à velocidade média das deslocações, $\overline{v}$, através da equação:

$$\dot{\gamma} = \rho_m \cdot b \cdot \overline{v} \tag{3.7}$$

Onde ρ_m é a densidade de deslocações móveis e b é o vetor de Burgers.

Uma vez que parte das deslocações móveis é imobilizada pelas atmosferas, é necessário que outras deslocações sejam criadas de forma a compatibilizar a taxa de deformação imposta. Cada processo de geração de deslocações é a origem de um aumento na tensão (KEH *et al.*, 1968), o que provoca os serrilhados na curva tensão-deformação, isto é, o efeito Portevin Le Chatelier. Essa geração de deslocações é confinada em uma banda cuja nucleação implica em um aumento da tensão.

O aumento da densidade de deslocações explica igualmente o aumento na capacidade de encruamento, uma vez que a densidade total de deslocações, ρ, é relacionada à tensão de fluxo plástico, σ, pela equação (JOHNSTON, 1959):

$$\sigma = \sigma_A + K_2 \cdot \rho^{\frac{1}{2}} \tag{3.8}$$

Onde σ_A é a tensão de atrito da rede cristalina e K_2 é uma constante.

Um aumento na densidade de deslocações leva a um máximo na variação da tensão de fluxo plástico e na variação do limite de resistência, em função da temperatura, na região de envelhecimento dinâmico.

O mecanismo que explica o mínimo no coeficiente de sensibilidade da tensão à velocidade de deformação explica também, qualquer que ele seja, o mínimo nos alongamentos. Considerando-se que, nas condições de envelhecimento dinâmico, ocorra uma multiplicação mais rápida de deslocações, um aumento na taxa de deformação acarreta um decréscimo da tensão. O resultado é um mínimo na curva $m = m(T)$. Como não se observa mínimo na redução de área, o mínimo no alongamento traduz, então, uma tendência prematura à estricção. Na região onde a estricção se forma, a velocidade de deformação aumenta. Se o valor de m é alto, a tensão na região da estricção é elevada e, portanto, a deformação ocorrerá em todo o comprimento útil da amostra. Ao contrário, quando m passa por um mínimo, a deformação se concentra na estricção, provocando uma aceleração desta, o que conduz a um mínimo no alongamento uniforme e, em consequência, a um mínimo no alongamento total.

Um outro modelo, considerando uma multiplicação rápida das deslocações na região do envelhecimento dinâmico, foi proposto posteriormente por REED-HILL (1977). Segundo

esse modelo, as deslocações são imobilizadas pelos átomos de soluto, quando o tempo em que a deslocação fica imobilizada em um obstáculo transponível é igual ou superior ao tempo necessário para que os átomos de soluto se difundam e formem as atmosferas.

A taxa de aumento da densidade de deslocações, $\frac{d\rho}{d\epsilon}$, é dada por (BERGSTRÖM, 1970):

$$\frac{d\rho}{d\epsilon} = \frac{\alpha}{b \cdot l} - A_1 - \Omega \cdot \rho \tag{3.9}$$

Onde l é o livre percurso médio das deslocações entre dois obstáculos transponíveis, ρ é a densidade total de deslocações, b é o vetor de Burgers e α, A_1 e Ω são constantes.

Os termos A_1 e $\Omega \cdot l$ são associados à recuperação dinâmica e podem, nas temperaturas de envelhecimento dinâmico, ser considerados nulos (BERGSTRÖM, 1970). Assim:

$$\frac{d\rho}{d\epsilon} = \frac{\alpha}{b \cdot l} \tag{3.10}$$

Na ausência de envelhecimento dinâmico, l é determinado pelos obstáculos não transponíveis, mas quando este ocorre, segmentos de deslocações serão imobilizados em obstáculos transponíveis e constituirão a barreira ao movimento de outras deslocações, o que diminuirá o termo l, aumentando, portanto, $\frac{d\rho}{d\epsilon}$.

3.2.2.4 Energia de ativação do envelhecimento dinâmico

A equação de Orowan, que relaciona a taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, a densidade de deslocações móveis, ρ_m, e a velocidade média das deslocações, $\overline{v}$, no caso de um policristal, é dada por (REED-HILL *et al.*, 2009):

$$\dot{\epsilon} = \phi \cdot \rho_m \cdot b \cdot \overline{v} \tag{3.11}$$

Em que ϕ é uma constante (fator de orientação) e b é o vetor de Burgers.

Considerando que o movimento das deslocações é descontínuo, isto é, que estas são imobilizadas, temporariamente, em obstáculos transponíveis, a velocidade média, $\overline{v}$, é dada por (REED-HILL, 1977):

$$\overline{v} = \frac{l}{t_v + t_p} \tag{3.12}$$

Onde l é a distância média percorrida pelas deslocações entre dois obstáculos transponíveis, t_v é o tempo de "voo" das deslocações entre esses obstáculos e t_p é o tempo de "parada" das deslocações em um obstáculo até que a ativação térmica permita ultrapassá-lo. É razoável considerar que o termo t_v é muito menor que t_p, de forma que a velocidade média se reduz a:

$$\overline{v} = \frac{l}{t_p} \tag{3.13}$$

O tempo necessário para formar uma atmosfera de Cottrell em uma deslocação, tempo de envelhecimento, t_e, é dado por (REED-HILL, 1977):

$$t_e = \left(\frac{n_a}{\alpha \cdot n_o}\right)^{\frac{3}{2}} \cdot \frac{k \cdot T}{A \cdot D} \tag{3.14}$$

Em que n_a é o número mínimo de átomos de soluto por unidade de comprimento de deslocação necessário para ancorar as deslocações; α é uma constante adimensional aproximadamente igual a 3; n_o é a concentração volumétrica média de soluto na liga; A, uma constante relacionada à energia de interação deslocação-átomo de soluto; D, o coeficiente de difusão do soluto; k, a constante de Boltzman e T a temperatura absoluta. O coeficiente de difusão varia exponencialmente com a temperatura. Dessa forma, t_e torna-se:

$$t_e = \left(\frac{n_a}{\alpha \cdot n_o}\right)^{\frac{3}{2}} \cdot \frac{k \cdot T}{A \cdot D_o} \cdot \exp \frac{Q}{k \cdot T} \tag{3.15}$$

Onde D_o é uma constante e Q é a energia de ativação para a difusão do soluto responsável pelo ancoramento das deslocações. Portanto, t_e depende, exponencialmente, da temperatura, diminuindo acentuadamente com o seu aumento.

Em baixas temperaturas, o termo t_e é muito maior que o termo t_p (REED-HILL, 1977). Entretanto, com a elevação da temperatura, t_e diminui rapidamente e, eventualmente, se torna aproximadamente igual a t_p. Neste ponto, começa o envelhecimento dinâmico. A partir de então, a velocidade média de uma deslocação torna-se:

$$\overline{v} \cong \frac{l}{t_p} \cong \frac{l}{t_e} \tag{3.16}$$

Substituindo t_e, equação 3.15, na equação3.16, tem-se:

$$\overline{v} = \frac{E \cdot l}{T} \cdot \exp - \frac{Q}{k \cdot T} \tag{3.17}$$

Em que

$$E = \frac{A \cdot D_o}{k} \cdot \left(\frac{\alpha \cdot n_o}{n_a} \right)^{\frac{3}{2}} \tag{3.18}$$

Substituindo $\overline{v}$, equação 3.17, na equação de Orowan (equação 3.11):

$$\dot{\epsilon} = \phi \cdot \rho_m \cdot b \cdot \frac{E \cdot l}{T} \cdot \exp \frac{-Q}{k \cdot T} = \frac{\phi \cdot E \cdot \rho_m \cdot b \cdot l}{T} \cdot \exp \frac{-Q}{k \cdot T} \tag{3.19}$$

Considerando-se ρ_m, b e l constantes, a relação entre a taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, e a temperatura, T, correspondentes ao início do efeito Portevin Le Chatelier e ao início do patamar na curva do limite de escoamento em função da temperatura é:

$$\dot{\epsilon} = \frac{M}{T} \cdot \exp \frac{-Q}{k \cdot T} \tag{3.20}$$

Em que M, igual a $\phi \cdot E \cdot \rho_m \cdot b \cdot l$, é uma constante.

Se o valor de Q é espresso em J/mol, então:

$$\dot{\epsilon} = \frac{M}{T} \cdot \exp \frac{-Q}{R \cdot T} \tag{3.21}$$

Em que M e Q têm os significados anteriormente descritos e R é a constante universal dos gases.

Encontra-se, em geral, para o início do efeito Portevin Le Chatelier, um valor de Q igual à energia de ativação para a difusão do soluto que ancora as deslocações e, portanto, controla o mecanismo de envelhecimento (TAHERI *et al.*, 1995; LIU *et al.*, 2002; REED-HILL, 1977; WEIDIG *et al.*, 1995; KEH *et al.*, 1968; CALADO *et al.*, 2008b,a).

O máximo da curva tensão de fluxo plástico, σ_ϵ, *versus* temperatura ou limite de resistência, σ_R, *versus* temperatura ocorre também para valores de $\dot{\epsilon}$, relacionados pela equação 3.20, mas com uma energia de ativação $Q' = Q + \Delta E$, sendo ΔE a energia de interação soluto-deslocação, uma vez que na temperatura de máximo na curva σ_ϵ ou σ_R *versus* T,

as deslocações se movem, "arrastando" os átomos de soluto (TAHERI *et al.*, 1995; LIU *et al.*, 2002; REED-HILL, 1977; WEIDIG *et al.*, 1995; KEH *et al.*, 1968; CALADO *et al.*, 2008b,a).

Nos aços ferríticos, os valores reportados na literatura referentes à energia de ativação para o aparecimento do efeito Portevin Le Chatelier variam entre 69 kJ/mol e 85 kJ/mol (TAHERI *et al.*, 1995; LIU *et al.*, 2002; WEIDIG *et al.*, 1995), em bom acordo com os valores das energias de ativação para a difusão do nitrogênio e carbono no ferro, que são 77,9 kJ/mol e 84,2 kJ/mol, respectivamente (PORTER *et al.*, 2008). A energia de ativação para o máximo, na variação da tensão de fluxo plástico e limite de resistência em função da temperatura, varia entre 125 kJ/mol e 156 kJ/mol, o que é compatível com os valores das energias de interação nitrogênio-deslocação ou carbono-deslocação da ordem de 45 kJ/mol e 72 kJ/mol, respectivamente (COCHARDT *et al.*, 1955; PETARRA e BESHERS, 1967; BUONO *et al.*, 1998; TAHERI *et al.*, 1995; LIU *et al.*, 2002; WEIDIG *et al.*, 1995).

O envelhecimento dinâmico em aços, contendo elementos de liga em solução sólida substitucional, apresenta particularidades associadas às interações entre intersticiais e solutos substitucionais. De acordo com LESLIE (1982), dependendo da energia de interação nitrogênio-soluto substitucional e carbono-soluto substitucional, ocorre a formação de dipolos intersticiais-substitucionais. Estes dipolos interagem com as deslocações durante a deformação plástica, deslocando para maiores temperaturas as manifestações do envelhecimento dinâmico, tais como: o efeito Portevin Le Chatelier, a presença de máximos na variação da tensão de fluxo plástico e no limite de resistência com a temperatura e a presença de mínimos na variação do alongamento total e do alongamento uniforme com a temperatura.

Em aços de baixo teor de carbono, ligados ao nióbio e manganês, os efeitos do envelhecimento dinâmico, observados em temperaturas superiores às relatadas nos aços de baixo a médio teor de carbono não ligados, foram atribuídos ao ancoramento das deslocações por dipolos Mn-C e Mn-N (GÜNDÜZ, 2002). Também em aços microligados ao vanádio foram observadas manifestações do envelhecimento dinâmico em maiores temperaturas (GÜNDÜZ e COCHRANE, 2003) e atribuiu-se esse comportamento da temperatura à

interação entre deslocações e *clusters* de vanádio e átomos de carbono. O envelhecimento dinâmico em aços ferríticos, relacionados aos dipolos Mo-C ou Mo-N e Cr-C ou Cr-N, em especial Mo-C e Mo-N, já foi destacado desde o início dos anos 70 como um mecanismo efetivo de aumento de resistência em altas temperaturas (BAIRD e JAMIESON, 1972).

Nos aços ferríticos, contendo solutos substitucionais, o deslocamento dos efeitos do envelhecimento dinâmico para temperaturas mais elevadas, reflete uma maior energia de ativação para o processo. CALADO *et al.* (2008b,a) encontraram, para um aço de baixo teor de carbono, ligado ao nióbio e ao molibdênio, uma energia de ativação, para o início do efeito Portevin Le Chatelier, igual a 97 kJ/mol, superior aos valores das energias de ativação para difusão do nitrogênio e carbono na ferrita. O valor determinado pelos autores para a energia de ativação para a ocorrência do máximo na variação do limite de resistência com a temperatura, igual a 203 kJ/mol, também foi maior do que os valores reportados na literatura, correspondentes à soma das energias de ativação para difusão do nitrogênio ou carbono na ferrita e das energias de interação nitrogênio-deslocação ou carbono-deslocação. Os autores atribuíram esses resultados ao efeito conhecido como ISSH (*interaction solid-solution hardening*) (LESLIE, 1982), relacionado à interação dinâmica entre dipolos de substitucionais-intersticiais e deslocações.

O envelhecimento dinâmico em aços com estrutura completamente perlítica também apresenta características, tanto nos aspectos fenomenológicos quanto nos mecanismos envolvidos, que diferem dos aços ferríticos. Estudos em aços perlíticos, realizados por GONZALEZ *et al.* (2003), QUEIROZ *et al.* (1999) e KOHANDEHGHAN *et al.* (2010) relataram que os efeitos relacionados ao envelhecimento dinâmico ocorreram em temperaturas superiores e com menor intensidade em relação aos efeitos observados em aços ferríticos não ligados. Os autores mostraram que o mecanismo responsável pelo processo era o ancoramento das deslocações nas lamelas de ferrita por átomos de carbono, provenientes da decomposição da cementita. Nestes trabalhos, foram encontrados valores para as energias de ativação, relativas ao fenômeno Portevin Le Chatelier, aproximadamente iguais à soma da energia de ativação para a difusão do carbono na ferrita à energia de ativação para a decomposição da cementita, da ordem de 120 kJ/mol. Quanto ao valor da energia de ativação obtida para a presença do máximo na variação da tensão de fluxo plástico com

a temperatura, os valores obtidos nestes estudos foram semelhantes e próximos à soma da energia de ativação para o aparecimento do efeito Portevin Le Chatelier e da energia de interação carbono-deslocação (GONZALEZ *et al.*, 2003; QUEIROZ *et al.*, 1999; KOHANDEHGHAN *et al.*, 2010).

Em uma pesquisa (WANG *et al.*, 2012), relacionando envelhecimento dinâmico e fratura dútil em um aço carbono-manganês, realizando ensaios de tração na faixa de temperaturas entre 20 °C e 300 °C e utilizando taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} , os autores verificaram as manifestações desse fenômeno entre 100 °C e 300 °C para as taxas de deformação utilizadas e, particularmente em relação à ductilidade, observaram forte decréscimo da mesma em torno de 200 °C. Este decréscimo foi, evidentemente, acompanhado por uma redução na tensão necessária para o início da estricção e redução na tensão de fratura. Neste trabalho, enfatizou-se o aspecto fenomenológico do envelhecimento dinâmico, sem considerar-se a cinética do fenômeno.

As influências da taxa de deformação e temperatura também foram estudadas nos aços ferrítico-martensíticos de atividade reduzida (*Reduced Activation Ferritic-Martensitic*) (VANAJA *et al.*, 2012), que por apresentarem propriedades importantes tais como boa resistência mecânica em altas temperaturas, boa conformabilidade, boa resistência à corrosão e elevada tenacidade se tornaram fundamentais para aplicação nas tecnologias de fusão nuclear como materiais estruturais (ZIMMERMANN *et al.*, 2010). As taxas de deformação consideradas foram de 3×10^{-3} s^{-1}, 3×10^{-4} s^{-1} e 3×10^{-5} s^{-1} e temperaturas variando de 300 a 873 K com intervalos de 50 K. Tanto o limite de resistência quanto o limite de escoamento diminuiram com o aumento da temperatura, exceto na faixa de 500 a 700 K em que esta taxa de diminuição foi bem menos acentuada. O alongamento total apresentou mínimo em torno de 600 K além de se registrar variação negativa da sensibilidade da tensão à velocidade de deformação. Estes efeitos revelam a ocorrência de envelhecimento dinâmico nessa classe de aços (VANAJA *et al.*, 2012). Os aspectos cinéticos não foram considerados neste trabalho.

Nos aços inoxidáveis austeníticos, com composição química: C, 0,08%; Cr, 17,8%; Ni, 10,64%; Ti, 0,24% e Fe, 71,24%, PENG *et al.* (2004) verificaram serrilhados nas curvas tensão *versus* deformação nos seguintes intervalos de temperaturas: 523 a 673 K e de

723 a 873 K. Neste trabalho, foram encontrados dois valores de energia de ativação, correspondentes aos dois intervalos de temperaturas. Para o intervalo correspondente às menores temperaturas, determinou-se uma energia de ativação igual a 138,57 kJ/mol, superior ao valor encontrado na literatura, correspondente à energia de difusão do carbono na austenita que é de 133,76 kJ/mol, mas que é cerca de 0,49 vezes a energia de ativação para a difusão do níquel na austenita (282,15 kJ/mol). Solutos substitucionais podem se difundir rapidamente ao longo da deslocação com uma energia de ativação que pode ser 0,4 a 0,7 vezes o valor da energia de ativação para a difusão na austenita (PENG *et al.*, 2004). Dessa forma, os autores consideraram razoável ponderar que o níquel causou os serrilhados nas curvas tensão *versus* deformação no intervalo de temperaturas mais baixas. Similarmente, o valor de energia de ativação encontrado para o intervalo de maiores temperaturas foi de 172,93 kJ/mol que é cerca de 0,52 vezes o valor da energia de ativação para a difusão do cromo na austenita que é de 334,4 kJ/mol (PENG *et al.*, 2004). Pela mesma razão, foi razoável considerar que o cromo causou os serrilhados no intervalo de maiores temperaturas. Portanto, o mecanismo controlador do envelhecimento dinâmico nessa classe de aços foi a formação de atmosferas de C-Ni e C-Cr nas deslocações, causando-lhes o bloqueamento.

3.2.3 Envelhecimento Dinâmico e Subestruturas de Deslocações

Sabe-se que em muitas ligas metálicas, submetidas às condições de envelhecimento dinâmico, uma subestrutura formada por um emaranhado de deslocações é desenvolvida no intervalo de temperaturas em que ocorre o envelhecimento dinâmico, enquanto que essas deslocações são distribuídas de maneira uniforme após a realização de tração à temperatura ambiente. Acima desta faixa de temperaturas, esta subestrutura de deslocações é substituída por uma distribuição novamente uniforme (HONG, 1986).

No caso do aço inoxidável austenítico (PENG *et al.*, 2004), citado no último parágrafo da secção anterior, os resultados experimentais mostraram que, para uma mesma deformação, a densidade das deslocações presentes nas amostras, deformadas sob condições de envelhecimento dinâmico, é maior que a densidade das deslocações daquelas amostras deformadas à temperatura ambiente e quanto maior for a deformação dentro do inter-

valo de temperaturas em que ocorre o envelhecimento dinâmico, maior será, também, a densidade de deslocações. Acredita-se que o aparecimento desta elevada densidade de deslocações esteja fortemente relacionada ao mecanismo de envelhecimento dinâmico. Discutiu-se anteriormente (secção 3.2.2.1), que uma atmosfera de átomos de soluto ancoram as deslocações e proporcionam-lhes uma resistência ao movimento e, sendo assim, torna-se necessário um incremento de tensão, que será chamado de "tensão de atrito", para garantir a continuidade da deformação. Dessa forma, não apenas uma multiplicação de deslocações é estimulada, mas também propicia uma distribuição de deslocações mais uniforme. Se a deformação plástica ocorre sob condições de temperatura e taxa de deformação que propiciem a ocorrência do envelhecimento dinâmico, o aumento da temperatura é benéfico para fortalecer a interação entre a atmosfera de soluto e as deslocações e, assim, promove o aumento da densidade de deslocações. Em contrapartida, também há uma mudança no padrão de distribuição das deslocações (PENG *et al.*, 2004). Nos parágrafos seguintes, procurou-se explicar as mudanças que se verificam no padrão de distribuição das deslocações com a temperatura, através da interação entre átomos de soluto e deslocações.

Na equação 3.11, equação de Orowan (REED-HILL, 1977), o cálculo da taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, é feito considerando-se a velocidade média das deslocações, $\overline{v}$. Neste caso, a utilização da velocidade média das deslocações e não da velocidade instantânea, permite excelente aproximação do valor real da taxa de deformação (HONG, 1986). No entanto, para que se possa explicar o padrão de disposição das deslocações presentes em uma dada microestrutura, após os efeitos do envelhecimento dinâmico, deve-se considerar valores instantâneos de velocidade, uma vez que a variação destes valores pode mudar-lhes o modo de disposição. Se a tensão de cisalhamento na deslocação tem intensidade constante, a deslocação move-se a uma velocidade maior nas regiões cujo campo de tensões é de baixa intensidade e com menor velocidade naquela região cujo campo de tensões é de elevada intensidade (HONG, 1986). Dessa forma, havendo aumento ou diminuição da velocidade instantânea das deslocações, os efeitos do envelhecimento dinâmico, gerados pela tensão de atrito, mencionada anteriormente, são deslocados para maiores ou menores temperaturas, respectivamente (LIU *et al.*, 2002; TAHERI *et al.*, 1995; CALADO *et al.*, 2008a; GONZALEZ *et al.*, 2003; QUEIROZ *et al.*, 1999). Pode-se considerar que essa

tensão de atrito, gerada pela atmosfera de intersticiais, tem a forma de uma distribuição estatística normal (HONG, 1986), uma vez que, considerado o intervalo de temperaturas em que ocorre o envelhecimento dinâmico, esta tensão assume baixas intensidades nas menores e maiores temperaturas e intensidades maiores nas temperaturas intermediárias.

Na figura 3.12, estão representadas a variação da tensão de fluxo plástico em função da temperatura e três curvas de distribuição normal que modelam a distribuição das tensões de atrito: a curva $\overline{v}$, referente à distribuição de tensões quando as deslocações se movem a uma velocidade média $\overline{v}$ e as curvas v_1 e v_2, que se referem às situações nas quais se deslocam com velocidades menores e maiores que a média, respectivamente. Pode-se observar, enfatizada na figura 3.12, a existência de três regiões distintas na faixa de temperaturas, em que ocorre o envelhecimento dinâmico: a região I de menores temperaturas, a região II em que se percebem os efeitos mais drásticos do envelhecimento dinâmico e a região III, correspondente a temperaturas superiores.

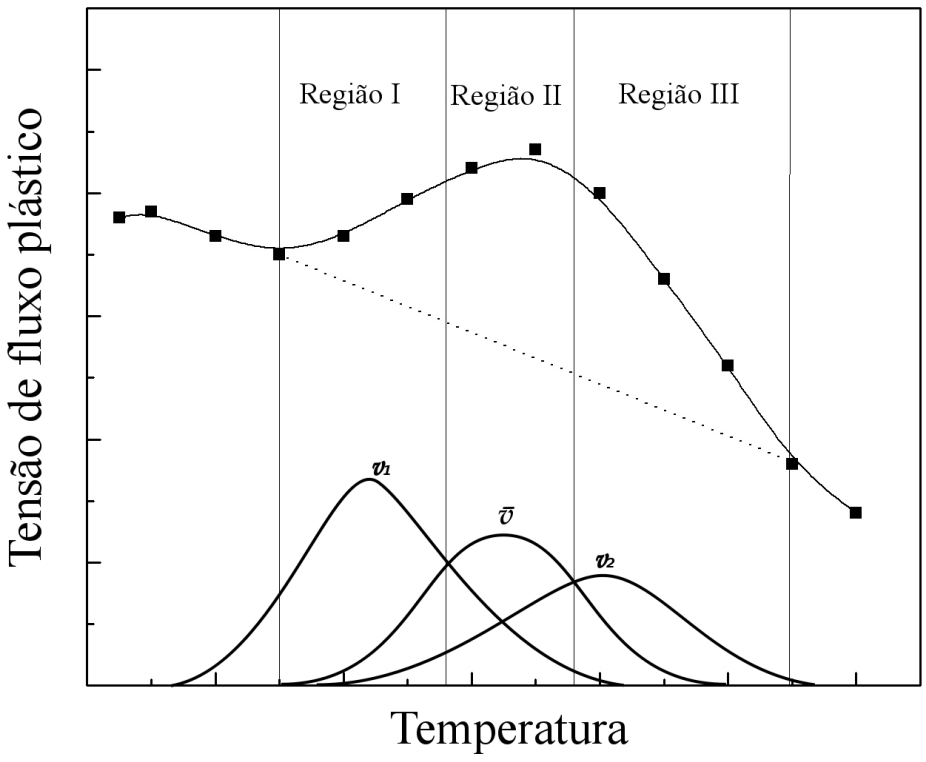

Figura 3.12: Variação da tensão de fluxo plástico com a temperatura e a distribuição normal da tensão de atrito. Adaptado de HONG (HONG, 1986).

Na região I da figura 3.12, se a deslocação acelera de $\overline{v}$ para v_2 em uma região cujo campo de tensões internas é de baixa intensidade, a tensão de atrito devida ao envelhecimento dinâmico reduz de intensidade. Este decréscimo na intensidade facilita ainda mais o aumento de velocidade e pode acarretar, eventualmente, a não existência de tensão de atrito devido ao envelhecimento dinâmico. Por outro lado, se há queda de velocidade em uma região cujo campo de tensões internas é de elevada intensidade, a tensão de atrito devida ao envelhecimento dinâmico aumenta de intensidade. Este acréscimo na intensidade reduz ainda mais a velocidade da deslocação, podendo acarretar a ocorrência de um máximo de tensão de atrito. Portanto, na região I, as deslocações procuram se agrupar nas regiões de elevadas intensidades de tensões internas, tendendo à formação de uma estrutura celular na qual as deslocações formam paredes com emaranhados bem coesos.

Na região II da figura 3.12, o aumento ou diminuição da velocidade das deslocações, em relação à média, promove redução na intensidade da tensão de atrito, o que causa aceleração nas deslocações, em caso de redução de velocidade, mas também aceleração, caso haja aumento de velocidade. Isto significa que há também formação de emaranhados de deslocações. Porém o resultado é uma subestrutura menos coesa que aquela formada nas temperaturas correspondentes à região I.

Na região III da figura 3.12, as deslocações se movem a uma velocidade $\overline{v}$, independente da intensidade do campo de tensões da região onde a mesma se movimenta, pois um aumento de velocidade em relação à velocidade média ocasiona aumento da intensidade da tensão de atrito, o que resulta em queda de velocidade até o valor médio. Havendo redução de velocidade em relação à velocidade média, ter-se-á queda na intensidade da tensão de atrito, o que produz aumento na velocidade até o valor médio. Isto significa que a probabilidade de encontrarem-se deslocações em uma região cujo campo é de elevada tensão interna é a mesma para uma região cujo campo de tensões é de baixas intensidades, resultando em uma distribuição mais homogênea das deslocações. A figura 3.13 mostra as subestruturas correspondentes às regiões I e II, obtidas a partir da pesquisa realizada por HONG (1986).

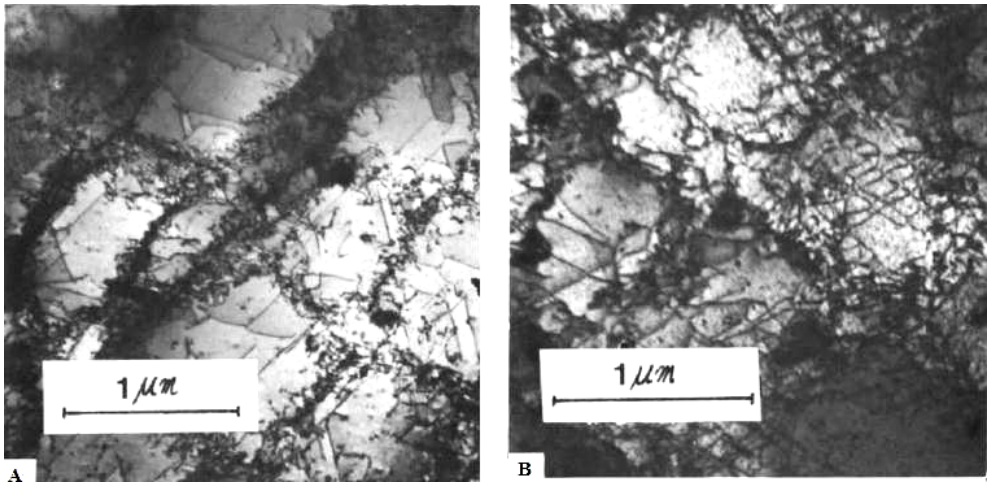

Figura 3.13: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão a partir de ligas de zircaloy. Em (A), amostra deformada a 300 °C e em (B), deformada a 450 °C. Adaptado de HONG (HONG, 1986).

BRINDLEY e BARNBY (1966), estudando envelhecimento dinâmico em um aço baixo teor em carbono, verificaram que a estrutura celular se torna mais claramente definida com o aumento da temperatura até 150 °C, conforme se pode verificar na figura 3.14. A 230 °C, a estrutura celular é acompanhada de deslocações dispostas em linhas retas e a 300 °C, as deslocações, evidenciadas em linhas retas, dominam o padrão de disposições, enquanto que a estrutura celular torna-se ausente, conforme é mostrado na figura 3.15. A 400 °C, figura 3.16, já se observa um padrão de disposição mais uniforme, sem estrutura celular e linhas de deslocações.

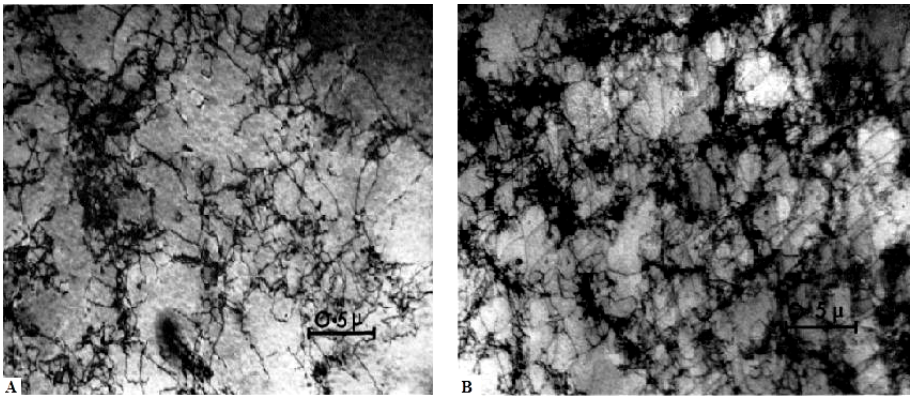

Figura 3.14: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão em um aço baixo carbono. Em (A), amostra deformada a 20 °C e em (B), deformada a 150°C. Adaptado de BRINDLEY e BARNBY (1966).

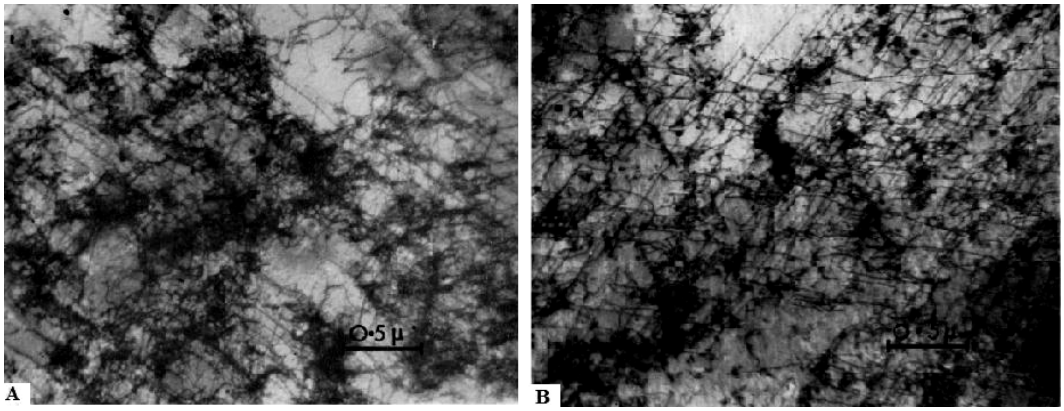

Figura 3.15: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão em um aço baixo carbono. Em (A), amostra deformada a 230°C e em (B), deformada a 300°C. Adaptado de BRINDLEY e BARNBY (1966).

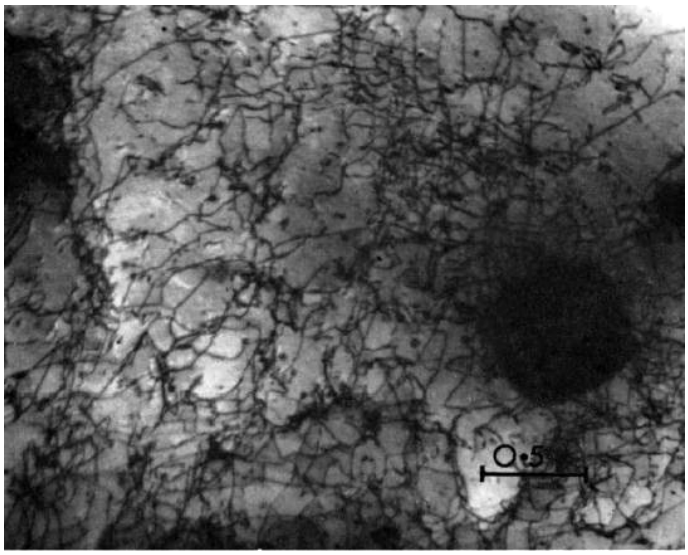

Figura 3.16: Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão em um aço baixo carbono, deformado a 400 °C. Adaptado de BRINDLEY e BARNBY (1966).

3.3 Envelhecimento Dinâmico em Aços *Dual Phase* e Multiconstituídos

Estudos realizados sobre o envelhecimento após deformação dos aços *Dual Phase* mostraram que, para determinadas condições de tempo e temperatura, o aumento de resistência está associado a um ou mais dos quatro processos: reordenamento de Snoek-Schoeck-Seeger, formação de atmosferas de Cottrell, formação de *clusters* ou carbonetos de transição na ferrita e revenimento da martensita, controlado pela segregação do carbono para as deslocações e/ou pela formação dos carbonetos ϵ /η (ROSINGER *et al.*, 1970; MURARI, 2009; WATERSCHOOT *et al.*, 2003, 2006; GÜNDÜZ *et al.*, 2008; GÜNDÜZ, 2008; TIMOKHINA *et al.*, 2010; MURARI *et al.*, 2010) .

Em um estudo sobre envelhecimento após deformação em um aço *Dual Phase* de baixa resistência mecânica (MURARI *et al.*, 2010), foram observados dois estágios. Os parâmetros cinéticos obtidos para o primeiro estágio de envelhecimento, entre 70 °C e 120 °C, sugerem a interpretação do fenômeno controlador do processo em termos de ancoramento das deslocações na ferrita devido à formação de *clusters* e/ou carbonetos de transição, como o carboneto ϵ, para o qual se espera, para um processo controlado pela difusão induzida por um gradiente de concentração, uma lei cinética descrita pela equação de Harper com o expoente do tempo igual a 1/2 e um valor da energia de ativação da ordem de 70 kJ/mol. A lei cinética, descrita pela equação de Harper, com um expoente do tempo igual a 1/2 e a energia de ativação da ordem de 120 kJ/mol, determinadas para o segundo estágio de envelhecimento, estão de acordo com a interpretação do fenômeno em termos de precipitação de carbonetos de transição, carboneto ϵ ($Fe_{2,4}C$) e/ou carboneto η (Fe_2C), durante o revenimento na faixa de temperatura entre 120 °C e 200 °C.

Embora a literatura relate efeitos de envelhecimento dinâmico em aços *Dual Phase*, não existem estudos sobre a cinética do processo, considerando a variação das propriedades mecânicas desses aços com a temperatura e também com a taxa de deformação, de maneira a determinar a energia de ativação dos mecanismos envolvidos. A seguir, são apresentados alguns trabalhos já realizados por outros pesquisadores e que mostraram os aspectos fenomenológicos do envelhecimento dinâmico, observados nos aços *Dual Phase* e

multiconstituídos.

Primeiramente, evidencia-se o trabalho realizado por SACHDEV (1982) que realizou um estudo comparativo entre as propriedades mecânicas de dois aços *Dual Phase*, um aço baixa liga de alta resistência (HSLA), um aço carbono comum (1008) e um aço IF (*Interstitial Free*). A composição química destes aços se encontra na tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química (porcentagem em peso) dos aços estudados por SACHDEV (1982).

Categoria	C	N	Mn	Si	V	Outros
Dual Phase A	0,12	0,007	1,52	0,52	0,061	Cr 0,028 Nb 0,010
Dual Phase B	0,12	0,020	1,44	0,52	0,130	Cr 0,022
HSLA	0,13	0,015	1,31	0,39	0,11	
IF	0,012	0,006	0,22	0,003	0,001	Nb 0,047 Ti 0,039
Aço carbono comum	0,08	0,003	0,32	<0,001	0,001	

Realizaram-se ensaios de tração na faixa de temperaturas entre 295 e 460 K, utilizando-se as taxas de deformação de 6×10^{-6}, 8×10^{-4} e 10^{-2} s^{-1}. Verificou-se que os aços *Dual Phase* e o aço de alta resistência e baixa liga são susceptíveis aos efeitos do envelhecimento dinâmico na faixa de temperaturas e taxas de deformação utilizadas, o que foi comprovado nas variações do limite de resistência, do alongamento uniforme e do alongamento total com a temperatura. Porém, são efeitos menos pronunciados que aqueles observados no aço carbono comum. As curvas tensão-deformação apresentaram serrilhados (efeito PLC), que podem ser observados na figura 3.17 e na figura 3.18, que correspondem a curvas referentes ao aço carbono comum e ao aço *Dual Phase* A. Nota-se um aumento da taxa de encruamento com a tempertaura. O efeito Portevin Le Chatelier foi mais evidente entre 325 e 400 K para o aço carbono comum e entre 345 e 400 K para o aço *Dual Phase* A. Acima destas faixas de temperaturas as curvas se apresentaram sem serrilhados. O aço IF não demonstrou susceptibilidade ao envelhecimento dinâmico.

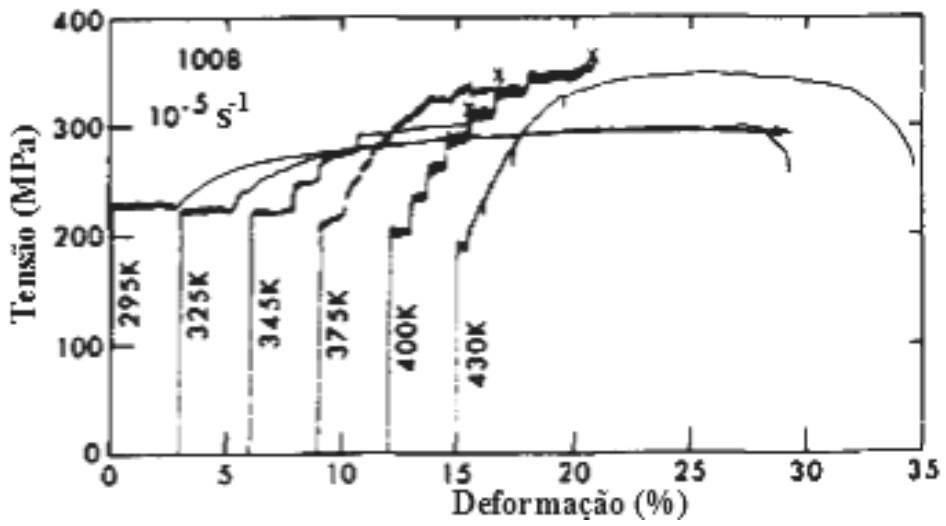

Figura 3.17: Curvas tensão-deformação para o aço 1008. Adaptado de SACHDEV (1982).

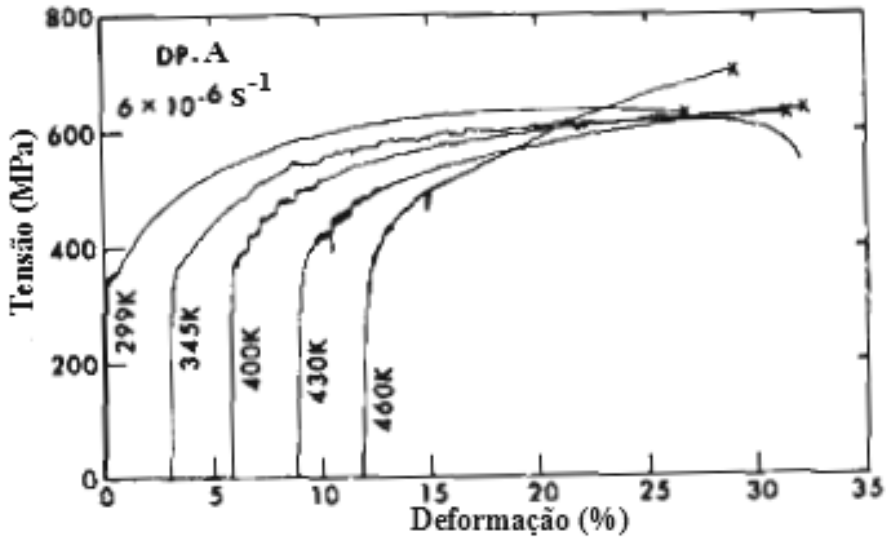

Figura 3.18: Curvas tensão-deformação para o aço DP-A. Adaptado de SACHDEV (1982).

ANIJDAN e VAHDANI (2005) pesquisaram aços *Dual Phase* com composição química de 0,1% C, 1,4% Mn, 0,33% Si, 0,026% P . Os tratamentos térmicos utilizados possibilitaram a obtenção de diferentes frações volumétricas de martensita (20% e 28%). Foram realizados ensaios de tração até as deformações de 2%, 5% e 8% a diferentes temperaturas entre 150 e 450 °C, a uma velocidade de 2 mm/min. Atingidas as deformações citadas, as amostras foram descarregadas, resfriadas até a temperatura ambiente e, a seguir, submetidas novamente à tração na mesma velocidade até a ruptura. A análise dos resultados obtidos mostrou que tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência, para uma dada temperatura, aumentaram com a pré-deformação. Segundo os autores (ANIJDAN e VAHDANI, 2005), o aumento das intensidades destas grandezas pode ser atribuído aos efeitos do envelhecimento dinâmico. Nas temperaturas mais elevadas, verificou-se diminuição nas intensidades, que pode ter sido ocasionada pelo revenimento da martensita. Os efeitos do envelhecimento dinâmico foram dominantes a 300 °C. A figura 3.19 mostra a variação das grandezas mencionadas para o aço com 20% de fração volumétrica de martensita.

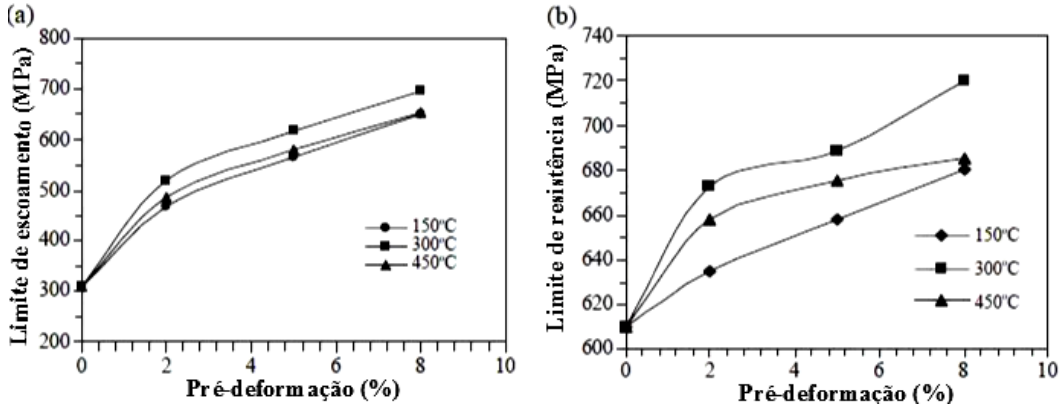

Figura 3.19: Variações do limite de escoamento (a) e do limite de resistência (b) com a pré-deformação para o aço com 20% de fração volumétrica de martensita. Adaptado de ANIJDAN e VAHDANI (2005).

Um estudo mais detalhado sobre envelhecimento dinâmico em um aço *Dual Phase* (0,07% C, 1,33% Mn, 0,34% Si, 0,012% S e 0,03% P) foi realizado por EKRAMI (2005). As amostras estudadas apresentavam frações volumétricas de martensita iguais a 25% e 37%. A distribuição da martensita na matriz ferrítica ocorreu em forma de redes e também em forma de fibras. As curvas tensão-deformação, independente da fração volumétrica

de martensita, apresentaram efeito Portevin Le Chatelier na faixa de temperaturas entre 250 e 400 °C.

As variações do limite de escoamento e do limite de resistência com a temperatura são mostradas na figura 3.20. Observa-se que ambas aumentam de intensidade com a elevação da temperatura até cerca de 450 °C e para uma determinada temperatura, tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência aumentam com o aumento da fração volumétrica de martensita. O autor atribuiu as variações desses parâmetros aos efeitos combinados de envelhecimento dinâmico e revenimento da martensita.

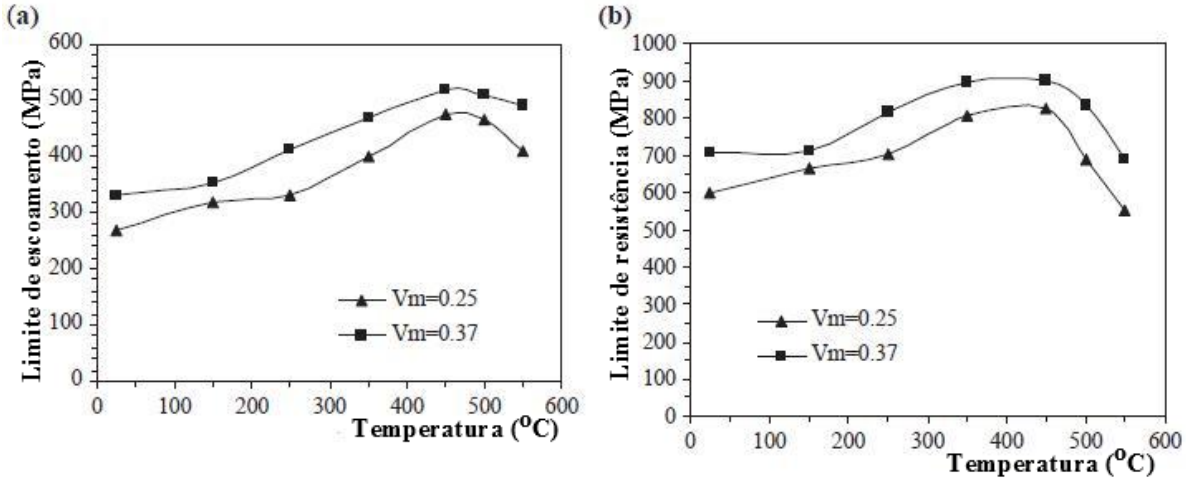

Figura 3.20: Variações do limite de escoamento (a) e do limite de resistência (b) com a temperatura para o aço com microestrutura formada por redes de martensita e com frações volumétricas de 25% e 37% de martensita. Adaptado de EKRAMI (2005).

A variação da capacidade de encruamento, medida pela grandeza $\Delta\sigma$, que é a diferença entre o limite de resistência e o limite de escoamento, do aço estudado por EKRAMI (2005) para as duas frações volumétricas de martensita, com a temperatura, é mostrada na figura3.21 (a). A partir desta figura, pode-se ver que, para uma dada temperatura, quanto maior a fração volumétrica de martensita, maior a capacidade de encruamento. A variação de $\triangle\sigma'$, que é a diferença entre $\triangle\sigma_T$ a uma dada temperatura T e $\triangle\sigma$ à temperatura ambiente é mostrada na figura 3.21 (b). Para o aço com 37% de fração de martensita, $\triangle\sigma'$ decresce com o aumento da temperatura até cerca de 150 °C. Para temperaturas entre 150 °C e 300 °C, faixa de temperaturas em que o envelhecimento dinâmico é dominante, $\triangle\sigma'$ cresce com a temperatura. Nas temperaturas superiores, $\triangle\sigma'$

decresce com o aumento da temperatura, mas os efeitos do envelhecimento dinâmico ainda são dominantes até cerca de 450 °C ($\triangle\sigma' > 0$). Acima desta temperatura, $\triangle\sigma'$ torna-se negativo, indicando que os efeitos devidos ao revenimento da martensita são dominantes. Pela figura 3.21 (b), também se podem comparar os valores de $\triangle\sigma'$ para as diferentes frações de martensita. Observa-se que $\triangle\sigma'$ é menor para o aço com 37% de fração de martensita até cerca de 450 °C e, a partir desta temperatura, torna-se maior. Segundo o autor (EKRAMI, 2005), decréscimos de $\triangle\sigma'$ com o aumento da fração de martensita podem ser devidos aos efeitos de revenimento da martensita no aço com maior fração volumétrica deste constituinte. Não há, no trabalho citado, referências a mecanismos controladores do fenômeno de envelhecimento dinâmico.

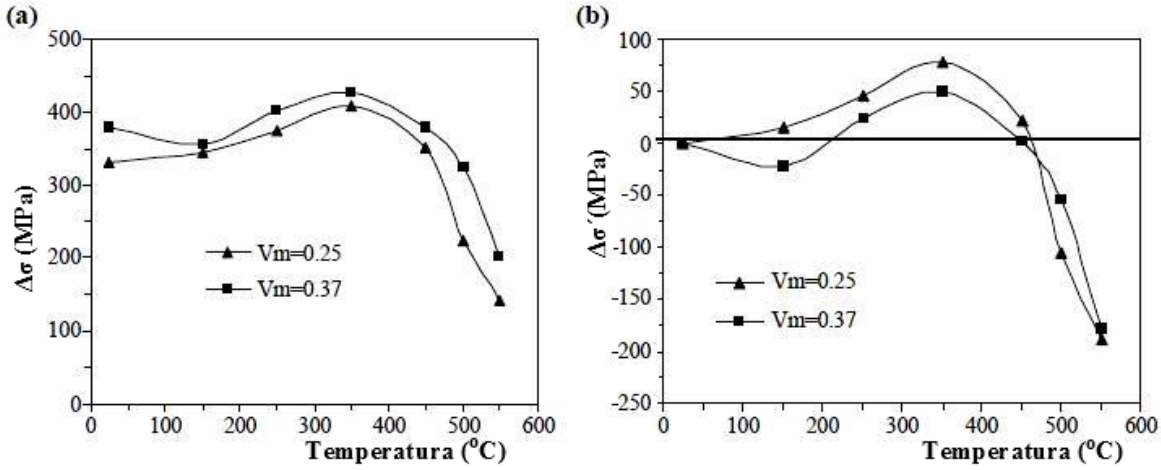

Figura 3.21: Efeitos da temperatura e da fração volumétrica de martensita sobre a capacidade de encruamento (a) e efeito do envelhecimento dinâmico no aço estudado por EKRAMI. Adaptado de EKRAMI (2005).

Em outro trabalho, EKRAMI e BAHREHBARPOOR (2005), pesquisando o camportamento de um aço *Dual Phase* (0,07% C, 1,33% Mn, 0,34% Si, 0,012% S e 0,03 %P) em altas temperaturas, realizaram testes de tração entre 25 °C e 550 °C e verificaram que as curvas tensão *versus* deformação apresentaram serrilhados na faixa de temperaturas entre 250 °C e 350 °C. Constataram também que os limites de escoamento e de resistência aumentaram com o aumento da temperatura de teste até cerca de 450 °C e a partir daí decresceram. Às mudanças verificadas nas propriedades mecânicas citadas, os autores atribuiram-nas aos efeitos do envelhecimento dinâmico, enquanto que as quedas de inten-

sidades dessas grandezas, verificadas acima de 450 °C, foram devidas aos revenimento da martensita (EKRAMI e BAHREHBARPOOR, 2005).

A influência do envelhecimento dinâmico nas propriedades mecânicas de um aço *Dual Phase* de elevada fração volumétrica de martensita foi estudada por SHAHRIARY *et al.* (2012). A composição química do aço em questão era (porcentagem em peso) C: 0,40; Si: 0,29; Mn: 0,62; P: 0,019; S: 0,004; Cr: 0,73; Ni: 1,77; Mo: 0,21; Fe: restante para 100%. Foram utilizadas amostras com frações volumétricas de ferrita iguais a 22% e 34% que foram previamente deformadas até 3% a uma taxa de deformação de $4,6 \times 10^{-4}$ s^{-1}, na faixa de temperaturas de 150 a 450 °C. A seguir, após resfriadas até a temperatura ambiente, foram tracionadas até a fratura, a uma taxa de deformação de 3×10^{-3} s^{-1}. Foram determinados os limites de escoamento e limites de resistência nas temperaturas consideradas, bem como o alongamento uniforme e total. Tanto o limite de escoamento (σ_e) quanto o de resistência (σ_R) passaram por um valor máximo a 300 °C, independente da fração volumétrica de ferrita, o que pode ser verificado na figura 3.22 (a) e (b).

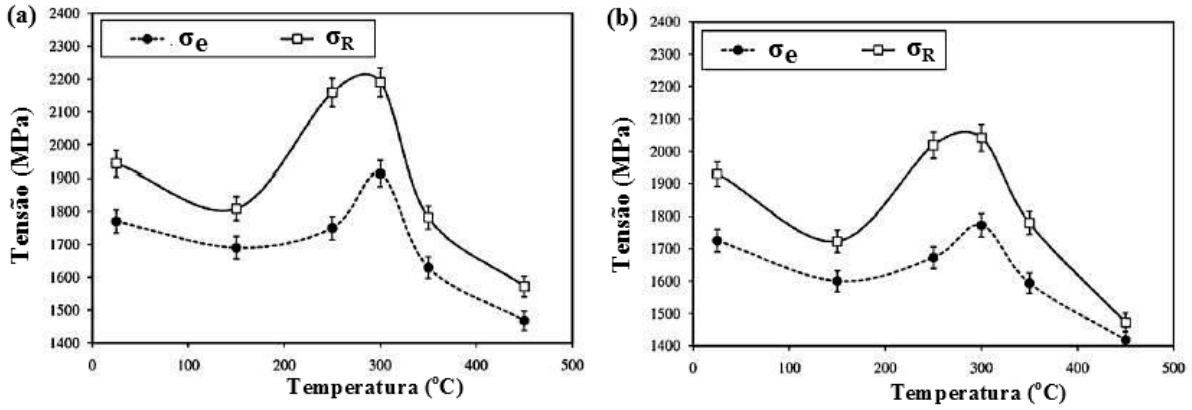

Figura 3.22: Variações do limite de escoamento e do limite de resistência com a temperatura de pré-deformação para o aço com 22% de ferrita (a) e para o aço com 34 % de ferrita (b). Adaptado de SHAHRIARY *et al.* (2012) .

Ao contrário do que foi observado na figura 3.22, os alongamento total, e_T, e uniforme, e_U, passam por um mínimo na mesma temperatura na qual foram verificados os máximos nas variações dos limites de escoamento e de resistência com a temperatura (SHAHRIARY *et al.*, 2012), conforme se pode observar na figura 3.23.

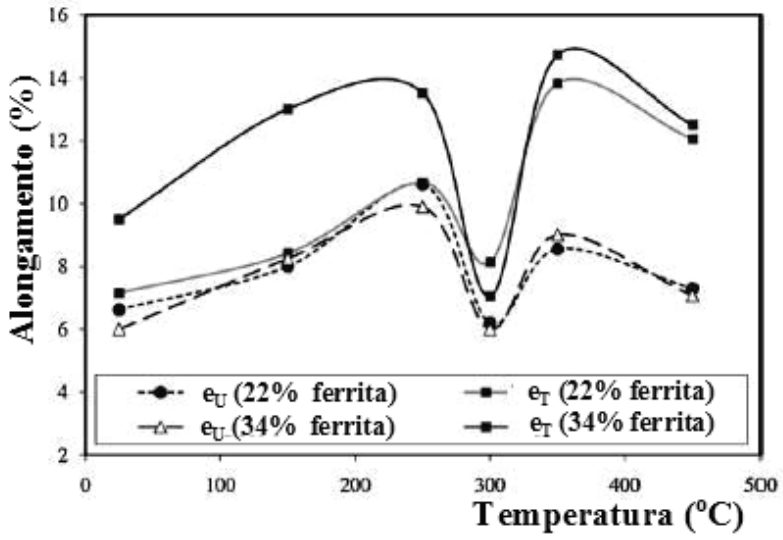

Figura 3.23: Variações dos alongamentos total e uniforme com a temperatura de pré-deformação para o aço com 22 % de ferrita e para o aço com 34 % de ferrita. Adaptado de SHAHRIARY *et al.* (2012) .

Para explicar esse comportamento, os autores (SHAHRIARY *et al.*, 2012) afirmam que durante a deformação plástica, deslocações móveis são produzidas no material e que no intervalo de temperaturas mais elevadas, átomos intersticiais de carbono e nitrogênio se difundem até as deslocações, impedindo-lhes o movimento. Consequentemente, um incremento de tensão é necessário para desbloquear as deslocações dessa atmosfera de átomos e, como resultado, ter-se-á valores mais elevados dos limites de escoamento e de resistência. Por outro lado, se a temperatura é muito baixa ou muito alta, os intersticiais não formam atmosferas nas deslocações e o fenômeno de envelhecimento dinâmico não se manifesta. Segundo os autores, no caso dos aços *Dual Phase*, deve-se levar em consideração o revenimento da martensita que ocorre em temperaturas mais altas o que, aditivamente, faz ocorrer um decréscimo nos valores de tensão.

AKBARPOUR e EKRAMI (2008b) estudaram os efeitos da temperatura, no intervalo de 25 °C a 500 °C, para uma taxa de deformação de $4,6 \times 10^{-4}$ s^{-1}, nas propriedades mecânicas de aços (0,442% C, 0,29% Si, 1,84% Ni, 0,245% Mo, 0,722% Mn, 0,0104% S e 0,0244% P) com matriz constituída por 11,3% de ferrita e 88,7% de bainita ou 34,1% de ferrita e 65,9% de bainita (frações volumétricas). A figura 3.24 mostra curvas tensão-deformação para o aço com 11,3% de ferrita, exibindo efeito Portevin Le Chatelier na

faixa de temperaturas de 200 a 300 °C. Estes serrilhados iniciam-se após um determinado valor de deformação plástica.

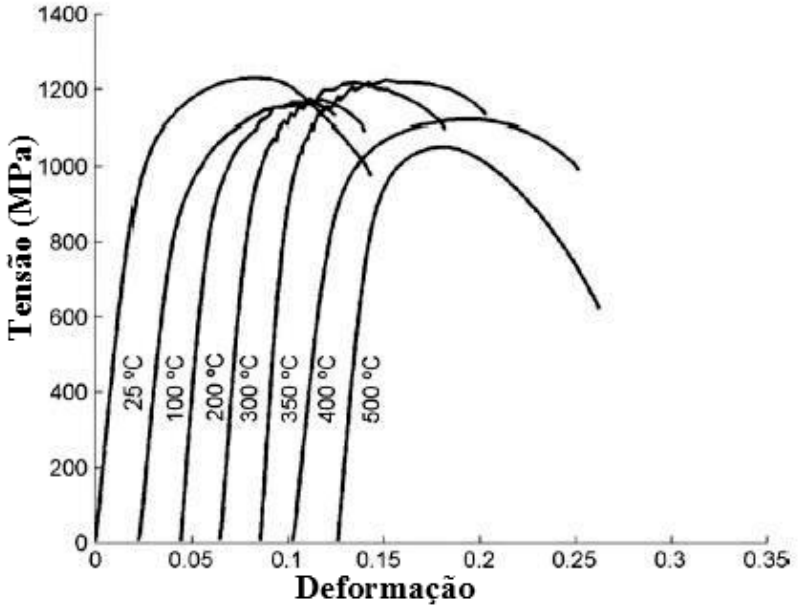

Figura 3.24: Curvas tensão-deformação para o aço *Dual Phase*, contendo 11,3% de fração volumétrica de ferrita na faixa de temperaturas de 25 a 500 °C. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b).

Os valores do limite de escoamento e do limite de resistência, como se pode verificar através da figura 3.25, para o aço com matriz constituída por 11,3% de ferrita, primeiramente decresceram até cerca de 200 °C e, a seguir, cresceram na faixa de temperaturas de 200 °C a 350 °C, apresentando queda para valores mais altos de temperatura. Este comportamento na faixa de 200 °C a 350 °C, para os citados autores, foi consequência das manifestações do envelhecimento dinâmico. Os pesquisadores (AKBARPOUR e EKRAMI, 2008b) atribuíram a ocorrência do envelhecimento dinâmico à interação de deslocações móveis e solutos intersticiais. Nas temperaturas superiores a 350 °C, a queda nos valores dessas grandezas, segundo os autores, ocorreu devido ao revenimento da bainita.

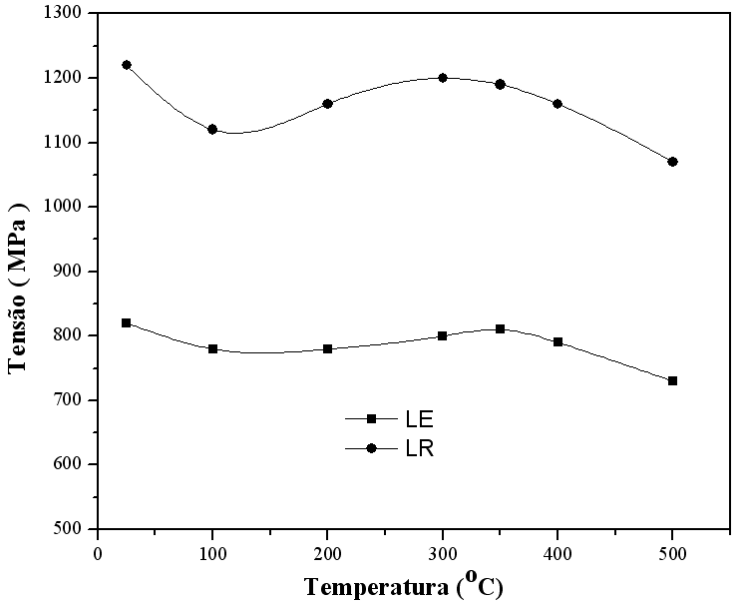

Figura 3.25: Efeitos da temperatura no limite de resistência e no limite de escoamento de um aço *Dual Phase* com 11,3% de ferrita. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b).

Os efeitos da temperatura na ductilidade destes aços, em termos dos alongamentos uniforme e total, são apresentados na figura 3.26. Os resultados mostraram que houve uma redução nos alongamentos quando a temperatura aumentou de 25 °C a 100 °C e os mínimos ocorreram na faixa de temperaturas de 100 °C a 350 °C.

As curvas tensão-deformação, para o aço com 34,1% de ferrita, a diferentes temperaturas, foram similares àquelas do aço com 11,3% de ferrita (figura 3.24). As temperaturas de início dos serrilhados, a frequência e a amplitude destes foram as mesmas, significando que não houve influência, nestes parâmetros, da fração de ferrita nesta faixa de temperaturas. Os autores também verificaram que as variações do limite de escoamento e do limite de resistência, com a temperatura, do aço com 34,1% de ferrita são similares àquelas do aço com 11,3% de ferrita. Para uma dada temperatura, tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência decrescem com o aumento da fração de ferrita.

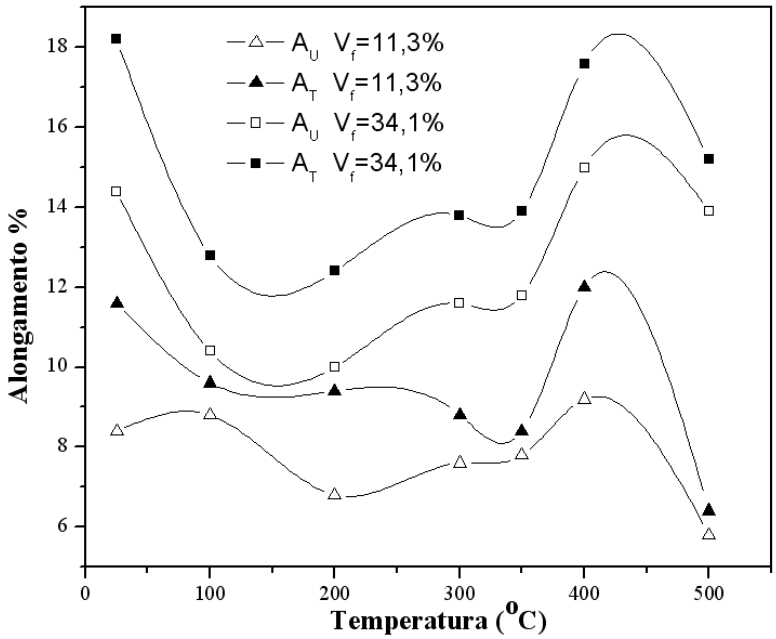

Figura 3.26: Efeitos da temperatura no alongamento uniforme e no alongamento total de um aço *Dual Phase* com 11,3% de ferrita. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b).

Em outra pesquisa, FARNOUSH *et al.* (2012) verificaram os efeitos da pré-deformação nas propriedades mecânicas de um aço *Dual Phase*, com elevada fração volumétrica de bainita. A composição química do aço era, em porcentagem em peso: 0,44% C, 0,29% Si, 0,72% Mn 0,024% P, 0,01% S, 0,78% Cr, 1,84% Ni, 0,25% Mo. A fração volumétrica de bainita era de 34%. As amostras foram submetidas a pré-deformações de 1%, 3% e 5% na faixa de temperaturas de 150 a 450 °C, a uma taxa de deformação de $2,56 \times 10^{-4}$ s^{-1}. As amostras foram descarregadas e resfriadas até a temperatura ambiente e, a seguir, novamente tracionadas até a ruptura, utilizando-se a mesma taxa de deformação. A análise dos resultados obtidos mostraram que tanto o limite de resistência quanto o de escoamento, em todas as pré-deformações utilizadas, mostraram que os efeitos do envelhecimento dinâmico são dominantes no intervalo de 250 a 350 °C. As grandezas mencionadas atingem o máximo a 300 °C e, quanto maior a pré-deformação utilizada, maior a intensidade desse máximo. Acima de 300 °C, ocorre queda nos valores dos limites de resistência e de escoamento. Para os autores (FARNOUSH *et al.*, 2012), entre 250 e 350 °C, há interação entre deslocações móveis e átomos de soluto; abaixo de 250 °C, a mobilidade dos átomos intersticiais é insuficiente para ancorar as deslocações e, como

resultado, a formação das atmosferas de Cottrell não é significativa. Acima de 350 °C, o decréscimo nas intensidades das grandezas mencionadas pode ser devido ao revenimento da bainita (FARNOUSH *et al.*, 2012).

As variações dos alongamentos total e uniforme com a temperatura são mostradas na figura 3.27. Percebe-se que há um decréscimo nas temperaturas mais elevadas, atingindo o mínimo entre 250 e 300 °C que pode ser associado à máxima intensidade dos efeitos do envelhecimento dinâmico. Pela figura 3.27 é possível perceber que quanto maior a pré-deformação utilizada, mais acentuada é a queda dos alongamentos entre 250 e 350 °C.

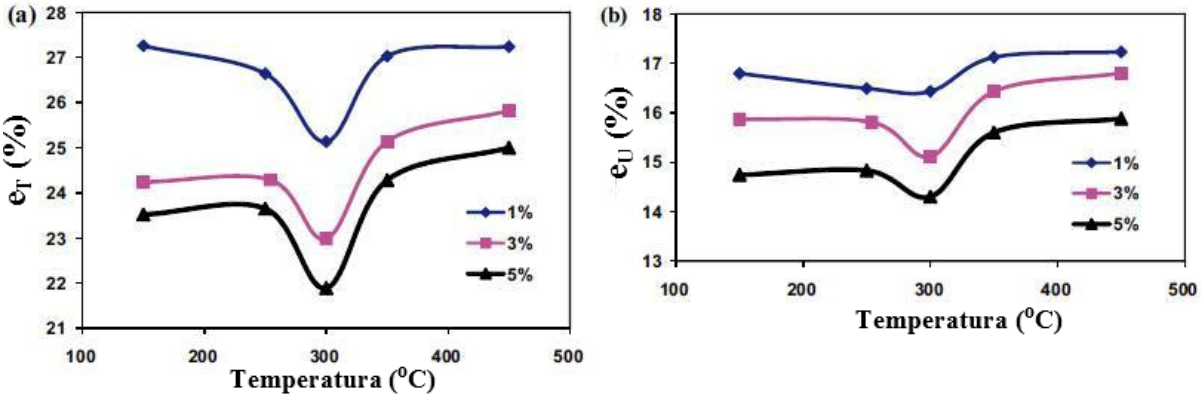

Figura 3.27: Efeitos da temperatura no alongamento uniforme e no alongamento total, para as pré-defomações utilizadas. Adaptado de FARNOUSH *et al.* (2012).

Para uma análise mais detalhada dos efeitos do envelhecimento dinâmico, FARNOUSH *et al.*(2012) utilizaram o parâmetro $\triangle\sigma_{HT}$, descrito pela diferença:

$$\triangle\sigma_{HT} = \sigma_{PS} - \sigma_{YS} \tag{3.22}$$

em que σ_{PS} é a tensão de fluxo para cada pré-deformação utilizada e σ_{YS}, o limite de escoamento. A variação desse parâmetro com a temperatura é colocada na figura 3.28 (a). Entre 150 e 250 °C, a variação de $\triangle\sigma_{HT}$ é mais suave e, a partir daí, se eleva até atingir o máximo a, aproximadamente, 300 °C. Decréscimos de $\triangle\sigma_{HT}$ são observados nas temperaturas superiores a 350 °C, em que os efeitos do revenimento da bainita são mais pronunciados (FARNOUSH *et al.*, 2012). Outro parâmetro utilizado pelos mesmos

autores, representado por $DSAP$ (parâmetro envelhecimento dinâmico), foi definido pela seguinte equação:

$$DSAP = \triangle\sigma_{HT} - \triangle\sigma_{RT} \tag{3.23}$$

na qual $\triangle\sigma_{HT}$ tem o mesmo significado anteriormente descrito e $\triangle\sigma_{RT}$ é a diferença citada na equação 3.22, mas considerando-se a temperatura ambiente. Esse parâmetro permite determinar, conforme se pode verificar na figura 3.28 (b), de forma bem mais clara, o intervalo de temperaturas na qual os efeitos do envelhecimento dinâmico são mais evidentes. Constata-se que, no intervalo de 250 a 350 °C, o parâmetro $DSAP$ apresenta máximo. Por outro lado, a baixa mobilidade dos intersticiais e efeitos do revenimento do segundo constituinte acarretam decréscimos nos valores de $DSAP$ em temperaturas inferiores a 250 °C e superiores a 350 °C, respectivamente.

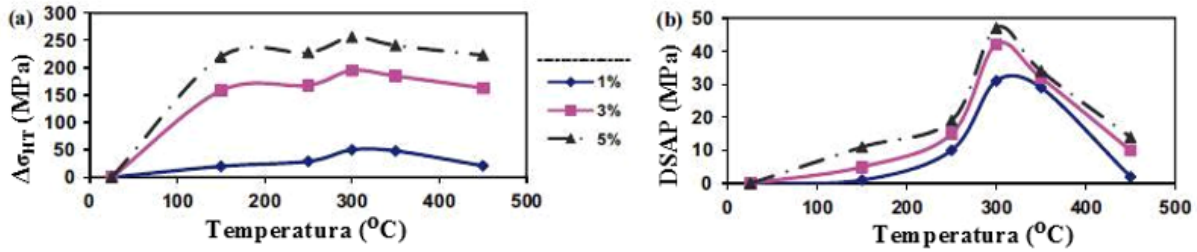

Figura 3.28: Variações do parâmetro $\triangle\sigma_{HT}$ (a) e do parâmetro $DSAP$ (b) com a temperatura. Adaptado de FARNOUSH *et al.* (2012).

3.3.1 Efeitos do Envelhecimento Dinâmico no Expoente de Encruamento dos Aços *Dual Phase* e Multiconstituídos

A equação de Hollomon (equação 3.2) descreve o comportamento de muitos metais e ligas, modelando matematicamente a região plástica da curva tensão verdadeira-deformação verdadeira. Nessa equação, o expoente da deformação verdadeira, ϵ, denominado expoente de encruamento, **n**, é importante por duas razões. Em primeiro lugar, quanto maior o valor de **n**, maior a dureza do material por deformação e, em segundo lugar, o parâmetro **n** é um indicador da aptidão à estampabilidade do material em operações que envolvem estiramento (AKBARPOUR e EKRAMI, 2008a).

HÜPER *et al.* (1999) estudaram dois aços *Dual Phase*, sendo um deles com microestrutura formada por ferrita e martensita e o outro, por ferrita e bainita. A composição química do aço em estudo era (% em massa): 0,08% C, 0,3% Si, 1,5% Mn, 0,05 % Nb e 0,05% V. A análise metalográfica desses aços revelou que as frações volumétricas de martensita e bainita eram 12 e 33%, respectivamente. Os autores consideraram a curva tensão-deformação dividida em três estágios (figura 3.29):

Estágio I Os dois constituintes deformam-se elasticamente;

Estágio II O constituinte macio deforma plasticamente e o segundo constituinte continua a se deformar elasticamente;

Estágio III Os dois constituintes deformam-se plasticamente.

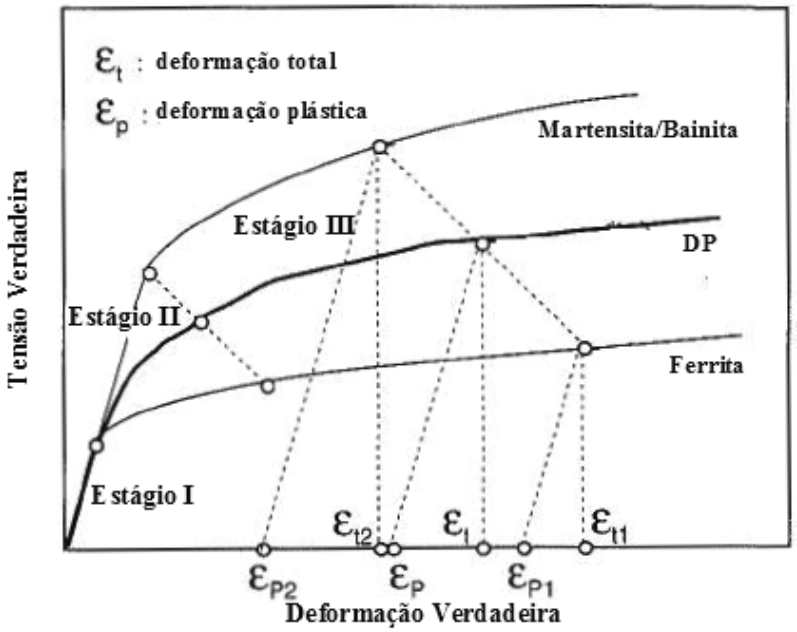

Figura 3.29: Curvas tensão-deformação para os dois constituintes do aço DP, mostrando os três estágios. Adaptado de HÜPER *et al.* (1999).

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente e com velocidade de 1,5 mm/min, sendo que as dimensões dos corpos de prova não foram reveladas. A tabela 3.2 mostra os coeficientes de encruamento nos estágios II e III para os dois aços estudados, onde se percebe que o aço bainítico apresenta maior coeficiente de encruamento no estágio

II. Segundo os autores, esse valor mais elevado pode ser devido à maior fração volumétrica do segundo constituinte desse aço (HÜPER *et al.*, 1999).

Tabela 3.2: Coeficientes de encruamento nos estágios II e III para os aços estudados por HÜPER *et al.* (1999)

Aço	% Seg. Const.	Coef. Enc. (Est. II)	Coef. Enc. (Est. III)
Ferrítico-martensítico	12	0,13	0,12
Ferrítico bainítico	33	0,29	0,12

Dessa forma, parece claro que a fração volumétrica do segundo constiuinte influencia o expoente de encruamento no estágio II. No entanto, esta mesma influência no estágio III já é pouco significativa. Os autores (HÜPER *et al.*, 1999) afirmaram também que, no estágio III, o expoente de encruamento é função da diferença entre os limites de resistência da ferrita e o do segundo constituinte, ou seja, para dois aços com a mesma fração volumétrica de ferrita, sendo um deles martensítico e o outro, bainítico, o primeiro apresentará maior expoente de encruamento no estágio III.

LIAN *et al.* (1991) estudaram aços *Dual Phase* com composição química (% em peso): 0,2% C, 0,3% Si, 0,47% Mn, 0,02% P e 0,03% S, com diferentes frações volumétricas de martensita. Foram realizados ensaios de tração, à temperatura ambiente, a uma taxa de deformação de $6,67 \times 10^{-4}$ s^{-1}. Os autores consideraram a deformação plástica em dois estágios distintos. Para aços *Dual Phase* com fração volumétrica de martensita menor que 50%, os autores admitiram que, no primeiro estágio, toda a martensita deforma-se elasticamente e, à medida que a deformação plástica continua, já no segundo estágio, a martensita passa a defromar-se plasticamente (LIAN *et al.*, 1991). Para o caso em que a fração volumétrica de martensita é maior que 50%, os autores afirmam que parte da martensita, no primeiro estágio, pode deformar-se elasticamente e parte, plasticamente.

No aço estudado por AKBARPOUR e EKRAMI (2008b), citado no ítem 3.3, o expoente de encruamento foi determinado pela linearização da equação de Hollomon (equação 3.2), ou seja:

$$log\sigma = n \times log\epsilon + logK_1 \tag{3.24}$$

Onde σ, n, ϵ e K_1 têm os significados descritos anteriormente. Dessa forma, o expoente de encruamento é numericamente igual ao coeficiente angular da reta que representa graficamente a função $log\sigma = f(log\epsilon)$, enquanto que o coeficiente de resistência é o antilogaritmo do coeficiente linear da mesma função. Os autores verificaram que o encruamento ocorreu em dois estágios. O expoente de encruamento e o coeficiente de resistência foram determinados para cada estágio e a variação destes parâmetros com a temperatura, para o aço com 11,3% de ferrita, estão representados nas figuras 3.30 e 3.31, respectivamente.

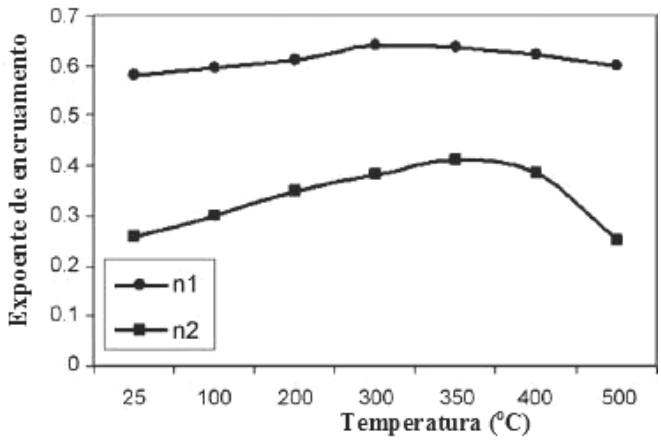

Figura 3.30: Efeito da temperatura sobre o expoente de encruamento (n) para os estágios 1 e 2 do aço com 11,3% de fração volumétrica de ferrita. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b).

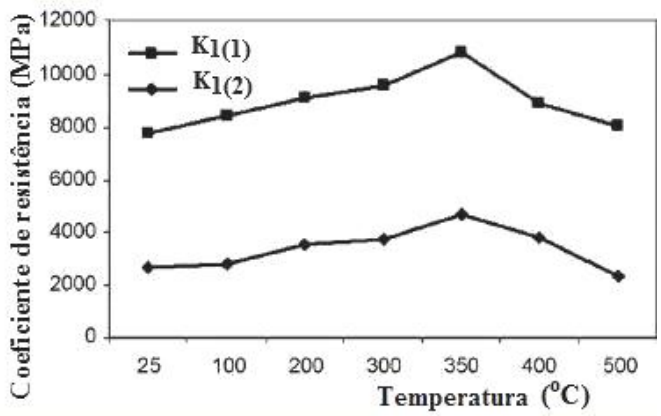

Figura 3.31: Efeito da temperatura sobre o coeficiente de resistência (K_1) para os estágios 1 e 2 do aço com 11,3% de fração volumétrica de ferrita. Adaptado de AKBARPOUR e EKRAMI (2008b).

Segundo os autores (AKBARPOUR e EKRAMI, 2008b), os máximos observados, na faixa de temperaturas intermediárias, nas variações dos parâmetros n e K_1 com a temperatura, são consequência dos efeitos do envelhecimento dinâmico.

Também no aço estudado por SHAHRIARY *et al.* (2012) foi verificada a ocorrência de dois estágios de encruamento e a presença de máximos nas variações dos expoente de encruamento e do coeficiente de resistência com a temperatura e esses máximos ocorreram em uma faixa de temperaturas intermediárias. De acordo com a figura 3.32, pode-se observar que entre 200 °C e 300 °C, esses parâmetros apresentaram aumentos e quedas acentuados, em comparação com os aços estudados por AKBARPOUR e EKRAMI (2008b), especialmente para o aço com 22% de ferrita. Outro aspecto estudado pelos autores (SHAHRIARY *et al.*, 2012) foi a influência da fração volumétrica da ferrita sobre os parâmetros de encruamento (n e K_1). Verificou-se que quanto maior a fração volumétrica de ferrita, menores se tornam os valores dos expoentes de encruamento e dos coeficientes de resistência e quanto maior for a fração volumétrica de ferrita, mais fácilmente o material inicia a deformação plástica, pois o coeficiente de resistência do aço, neste caso, é menor.

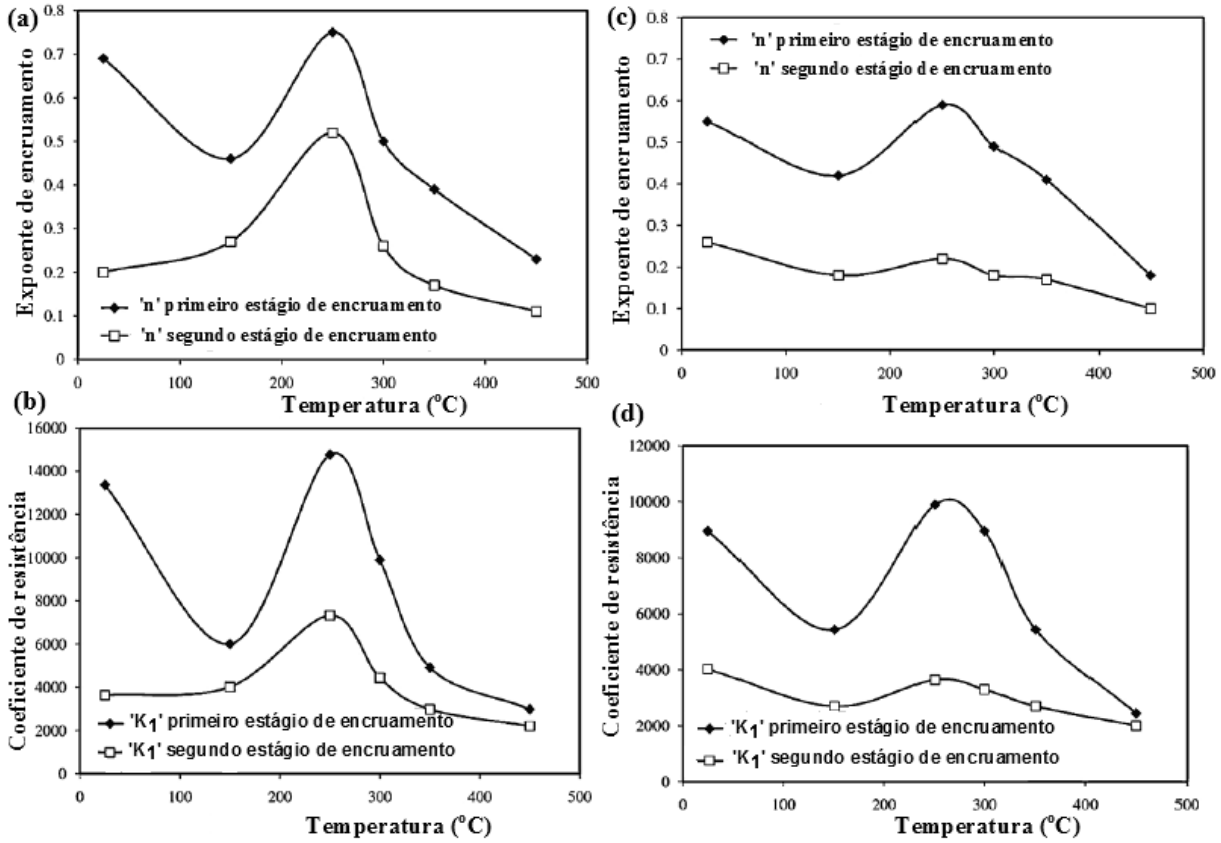

Figura 3.32: Variação de (a) expoente de encruamento, n, e (b) coeficiente de resistência, K_1, para o aço com 22% de ferrita, no primeiro e no segundo estágios de encruamento; Variação de (c) expoente de encruamento, n, e (d) coeficiente de resistência, K_1, para o aço com 34% de ferrita, no primeiro e no segundo estágios de encruamento. Adaptado de SHAHARIARY *et al.* (2012).

3.3.2 Efeito do Envelhecimento Dinâmico nas Operações de Conformação

O envelhecimento dinâmico pode ocorrer durante o trabalho a quente em várias classes de aços e provoca-lhes mudanças significativas no comportamento durante a deformação bem como na microestrutura do material deformado. Dessa forma, quando se utiliza um processo industrial no qual ocorre deformação a quente, os efeitos do envelhecimento dinâmico devem ser levados em consideração (SERAJZADEH, 2004).

Os efeitos da temperatura de conformação na ductilidade de um aço *Dual Phase* com efeito TRIP foram investigados por SUGIMOTO *et al.* (1992). A composição química em peso do aço estudado foi 0,4% C, 1,5% Si, 1,5% Mn, 0,015% P, 0,0018% S e 0,036% Al. Ensaios de tração foram realizados na faixa de temperaturas entre 27 °C e 500 °C e a taxa de deformação variou de $2,8 \times 10^{-5}$ s^{-1} a $2,8 \times 10^{-2}$ s^{-1}. A fração volumétrica de bainita no aço foi de 45,8% e a de austenita retida, 14,6%. As curvas tensão-deformação apresentaram mudanças em seus aspectos com a variação da temperatura e a variação do limite de resistência em função da temperatura apresentou máximo em todas as taxas de deformação utilizadas. O aço apresentou excelente ductilidade, observada na faixa de temperaturas entre 100 °C e 200 °C para a taxa de deformação de $2,8 \times 10^{-4}$ s^{-1}, sendo que nesta faixa de temperaturas, as curvas tensão-deformação apresentaram serrilhados (efeito Portevin Le Chatelier) e capacidade de encruamento elevada. Esses aspectos estão associados ao envelhecimento dinâmico, o que sugere que tal envelhecimento teria um aspecto benéfico na conformação deste aço.

Com referência a aços de baixo teor de carbono laminados a morno, alguns trabalhos enfocam a relação entre subestrutura de deslocações e precipitação e envelhecimento dinâmico (TIMOKHINA *et al.*, 2004; PERELOMA *et al.*, 2006). Segundo os autores, o envelhecimento dinâmico compromete a estampabilidade desses aços. Usando microscopia eletrônica de transmissão e *atom probe tomography* (APT), foi possível observar, através desses trabalhos que, nas temperaturas de laminação a morno, há um decréscimo na densidade de bandas de cisalhamento dentro dos grãos. Os autores atribuíram este decréscimo ao fato de que nas temperaturas de laminação a morno, a sensibilidade da tensão à velocidade de deformação, que é negativa em temperaturas mais baixas, devido ao envelhecimento dinâmico, sofre um aumento abrupto com a elevação da temperatura, tornando-se positiva e com valores elevados, o que inibiria a formação das bandas de cisalhamento.

3.4 Considerações Finais

A análise de toda a literatura apresentada revela que as linhas de pesquisa em aços *Dual Phase* se direcionam de forma acentuada para o estudo das propriedades mecânicas desses aços, quando deformados a frio e a quente. Pode-se constatar esta afirmação ao se verificar que todos os trabalhos citados sobre envelhecimento dinâmico, nesta classe de aços, se voltaram exclusivamente para o estudo da evolução das propriedades mecânicas com a temperatura, citando, em alguns casos, possíveis mecanismos controladores, porém sem nenhum estudo cinético comprovatório. Com relação à caracterização microestrutural, especialmente via microscopia eletrônica de transmissão, os trabalhos que também abordaram este assunto e que foram citados no texto, dão ênfase maior às mudanças verificadas durante a deformação do material à temperatura ambiente. Não há, portanto, trabalhos envolvendo as análises da evolução da subestrutura de deslocações e da formação de precipitados em aços *Dual Phase*, estando os mesmos sujeitos a condições de envelhecimento dinâmico.

Pode-se perceber que, do ponto de vista acadêmico, ainda não há uma afirmação segura a respeito dos mecanismos que controlam o envelhecimento dinâmico em aços *Dual Phase*. Do ponto de vista tecnológico, as informações, até mesmo de caráter fenomenológico, sobre o comportamento do aço *Dual Phase*, durante as operações de conformação mecânica, especialmente aquelas acompanhadas de gradientes de temperatura, ainda são reduzidas. Espera-se que este trabalho acrescente uma parcela de contribuição ao conhecimento das consequências advindas das deformações desta classe de aços em temperaturas acima da ambiente.

Capítulo 4

Metodologia

4.1 Material

Foi estudado um aço *Dual Phase* da classe de 600 MPa de limite de resistência, cuja composição química (porcentagem em peso) é mostrada na tabela 4.1. O aço, produzido industrialmente em forma de chapas recozidas de 1,2 mm de espessura, foi fornecido pela Usiminas-Unidade Ipatinga.

Tabela 4.1: Composição química do aço (porcentagem em peso).

C	**Mn**	**Si**	**P**	**S**	**Al**	**N**	**B**
0,10	1,8	0,51	0,018	0,007	0,035	0,007	0,0002

4.2 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural do aço estudado foi feita no Centro de Tecnologia Usiminas-Unidade Ipatinga, onde foi utilizado o procedimento *Axiovision* (MELO, 2008). As amostras foram observadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV), analisando-se as secções no sentido da laminação.

A primeira etapa da análise quantitativa foi a medição da fração de ferrita, realizando-se ataque com reativo nital 4%, pois este deixa a ferrita com coloração clara, em contraste com todo o restante da microestrutura. Feita a remoção da camada atacada com nital 4%, fez-se ataque com solução em álcool de metabissulfito de sódio e ácido pícrico, conhecida como reativo de LePera. Este reativo torna possível a medição da fração do constituinte MA (martensita/austenita retida), uma vez que apenas este constituinte assume a coloração clara. Dessa forma, esses dois procedimentos iniciais permitiram avaliar, quantitativamente, as frações de ferrita e martensita/austenita retida. Os demais constituintes, bainita e carbonetos não dissolvidos (B+C), têm como fração o complemento para se atingir 100%.

A determinação do tamanho médio do grão ferrítico foi feita pelo método do intercepto linear e determinado de acordo com o procedimento SL-3900-Q-8PR0043 (Determinação de tamanho de grão em materiais bifásicos, unidade emissora *U-IGD*, norma interna da Usiminas, 1994).

Para a determinação da quantidade de austenita retida, as amostras foram submetidas a análises semiquantitativas por difratometria de raios-X, realizadas no Departamento de Metalurgia da Universidade Federal de Minas Gerais, em Difratômetro Philips, modelo PW1710, utilizando-se radiação $CuK\alpha$ e cristal monocromador de grafita, com velocidade de varredura de 0,02°/s, tempo de contagem 1s, intervalo de varredura de 10° até 120°.

4.3 Caracterização do Comportamento Mecânico

4.3.1 Máquina de Ensaios e Sistema de Garras Utilizado

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ASTM A370-10, em uma máquina universal de ensaios *TIME GROUP*, modelo WDW-200, processada via *software* WinWDC.

Os corpos de prova foram estampados e as dimensões dos mesmos estão mostradas de maneira detalhada na tabela 4.2 e figura 4.1, conforme a norma ASTM A 370-10.

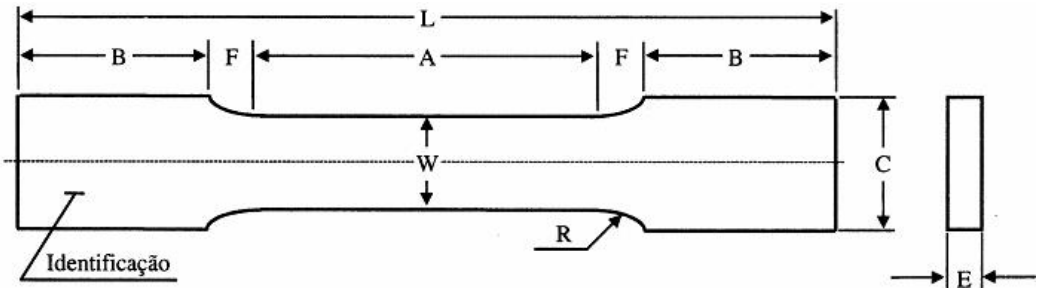

Figura 4.1: Corpo de prova para ensaio de tração.

Tabela 4.2: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (mm).

Dimensão	**A**	**B**	**C**	**F**	**L**	**R**	**W**
Subsize	32	47	10	4,5	135	6	$6,25 \pm 0,05$

Foi desenvolvido o projeto de uma garra especial para a realização dos ensaios de tração nos corpos de prova que foram utilizados neste trabalho. Sabe-se que as garras tradicionais utilizadas nesse tipo de teste são do tipo "autoapertante", ou seja, há uma compressão inicial da garra sobre o corpo de prova, porém apenas no decorrer do ensaio é que o mesmo será de fato imobilizado. Isso significa que, nos instantes iniciais, há um deslizamento do corpo de prova na garra e que, por efeito cunha, será impedido de se movimentar. O desenvolvimento da garra especial possibilitou a eliminação desse movimento inicial do corpo de prova. O sistema consta de duas hastes de comprimentos iguais a 450 mm e 550 mm, sendo a primeira superior e a segunda, de maior comprimento, a inferior. Este maior comprimento para a haste inferior se deve ao fato de que a célula de carga da máquina de ensaio se encontra nessa extremidade e, realizando-se ensaios de tração a altas temperaturas, apesar de se utilizar um sistema de resfriamento, evita-se o aquecimento de regiões próximas a essa célula de carga. Cada haste é formada por um semicilindro de raio 30 mm, seguido de um cilindro de raio também igual a 30 mm, um tronco de cone de raios 30 mm e 48 mm, finalizando com um novo cilindro de raio 48 mm. Na extremidade superior do semicilindro, há uma base B sobre a qual se apoia uma peça de aperto A, conforme mostra a figura 4.2.

A base B consta de uma parte plana recartilhada, tendo na extremidade uma região curva com raio igual ao da zona de concordância do corpo de prova (6 mm). Dessa forma, ao

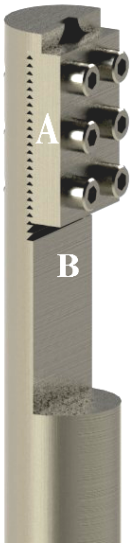

Figura 4.2: Componentes do sistema de garras utilizado.

se posicionar o mesmo na base, ele se apoia nessa região curva. A peça de aperto consta de seis parafusos que garantem o aprisionamento do corpo de prova na base B. A figura 4.3 mostra o corpo de prova já posicionado na base B e apoiado na curva de raio 6 mm.



Figura 4.3: Corpo de prova posicionado na base B e apoiado na curva de raio 6 mm.

Na figura 4.4, pode-se observar o conjunto das duas hastes e o corpo de prova entre a base B e a peça de aperto A. Percebe-se que não há possibilidade de se ter nenhum deslocamento do corpo de prova entre as duas hastes. Dessa forma, tão logo se inicia o ensaio, o corpo de prova já sofre deformação elástica. Todo esse cuidado foi tomado em virtude da impossibilidade de se utilizar extensômetro nos ensaios em alta temperatura, minimizando os deslocamentos iniciais já referidos anteriormente.

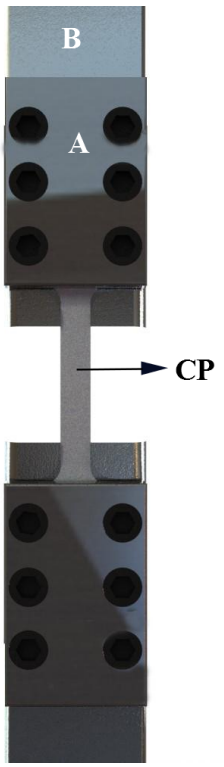

Figura 4.4: Conjunto montado: base B, peça de aperto A e corpo de prova CP.

Como anexo, o projeto completo do sistema.

4.3.2 Propriedades Mecânicas

A caracterização do comportamento mecânico em tração foi realizada em termos do limite de escoamento convencional a 0,2%, σ_e, limite de resistência, σ_R, alongamento uniforme, e_U e alongamento total, e_T. Foram realizados dez ensaios de tração à temperatura ambiente, a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}.

Foram também determinados os valores do expoente de encruamento, n, no intervalo de deformação plástica verdadeira compreendido entre 1% e 10% (estágio II da figura 3.29), conforme a norma ASTM E646-07.

4.4 Determinação da Susceptibilidade ao Envelhecimento Dinâmico e Mecanismos Envolvidos

A determinação da susceptibilidade ao envelhecimento dinâmico do aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência foi feita a partir da medida da intensidade dos máximos na variação da tensão de fluxo plástico, do limite de resistência e do expoente de encruamento em função da temperatura e do mínimo no alongamento total, obtidos a partir das curvas de tensão de fluxo plástico, σ_ϵ, *versus* temperatura, limite de resistência, σ_R, *versus* temperatura, expoente de encruamento, n, *versus* temperatura e alongamento total, e_T, *versus* temperatura.

Foram realizados ensaios de tração em amostras com a mesma geometria e dimensões mostradas na figura 4.1 e na tabela 4.2, respectivamente, na mesma máquina de ensaios utilizada para a caracterização do comportamento mecânico, equipada com um forno resistivo INTI para até 1100 °C, modelo DPR 1100, que dispõe de um controlador microprocessado tipo PID, com dez rampas e dez patamares, duas saídas para termopar, uma para o controle do forno e outra para o monitoramento da temperatura da amostra, tendo diâmetro interno útil de 120 mm e altura útil de 180 mm. O sistema de controle da temperatura possibilita que esta não varie mais que ±1°C. Considerando que a precisão na medida desse parâmetro é de 1 °C, a incerteza no valor da temperatura é, em graus centígrados, de ±2.

Os ensaios foram realizados no intervalo de temperaturas de 25 °C a 600 °C, com um intervalo de 50°C, nas seguintes taxas de deformação: 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1}, 5×10^{-3} s^{-1}, 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1}, 10^{-4} s^{-1}, 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}. Sobre a superfície do corpo de prova foram soldados dois termopares tipo K, sendo um deles no meio da secção resistente e o outro, na região inferior do corpo de prova, próximo à região de concordância.

Na região superior, foi utilizado o termopar do próprio forno, citado no parágrafo anterior. Para cada condição de temperatura e taxa de deformação, foram realizados três ensaios de tração. Assim, foram efetuados 27 ensaios à temperatura ambiente e 324 ensaios em temperaturas superiores.

Nas regiões dos máximos e mínimos nas propriedades mencionadas e nas condições em que apareceu o efeito Portevin Le Chatelier, o intervalo de temperatura entre dois testes foi de até 5 °C para se definir as temperaturas mais próximas das exatas, referentes ao máximo na curva tensão de fluxo plástico *versus* temperatura e de ocorrência de serrilhados nas curvas tensão *versus* deformação.

A identificação do mecanismo envolvido foi feita através da determinação das energias de ativação, correspondentes ao aparecimento de efeito Portevin Le Chatelier e ao máximo na tensão de fluxo plástico. Essas energias foram determinadas a partir da variação da taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, com a temperatura de início do efeito Portevin - Le Chatelier e com a temperatura de máximo na tensão de fluxo plástico, correspondentes ao estágio considerado de acordo com a equação 3.20.

Os valores obtidos para as energias de ativação e os aspectos fenomenológicos observados permitiram identificar o mecanismo envolvido no envelhecimento dinâmico do aço *Dual Phase* de limite de resistência 600 MPa.

Também foram determinados os valores do expoente de encruamento, n, das amostras testadas para cada condição temperatura/taxa de deformação considerada, no intervalo de deformação plástica verdadeira compreendido entre 1% e 10% (estágio II da figura 3.29), conforme a norma ASTM E646-07.

4.5 Análise da Subestrutura de Deslocações

4.5.1 Preparo das Amostras para Análise Via Microscopia Eletrônica de Transmissão

As lâminas para análise por microscopia eletrônica de transmissão foram preparadas, utilizando-se o Microscópio *Dual Beam Quanta FEG* 200 3D, que é um microscópio de feixe duplo que une o poder de visualização e caracterização do feixe de elétrons (MEV), que não é destrutivo, com o feixe de íons, geralmente gálio, como fonte de partículas carregadas ao invés de elétrons. O feixe de íons provoca, no momento de interação com os átomos do sólido, erosão ou a deposição de materiais, além da formação de imagens (ROSSI, 2007). A primeira etapa do processo de preparação foi a deposição de uma camada de platina de 1 a 2 μm de espessura sobre a área selecionada como mostrado na figura 4.5. A finalidade dessa camada é evitar a erosão indesejável na região de interesse que pode ser provocada pelo espalhamento do feixe de íons. A segunda etapa do processo de pre-

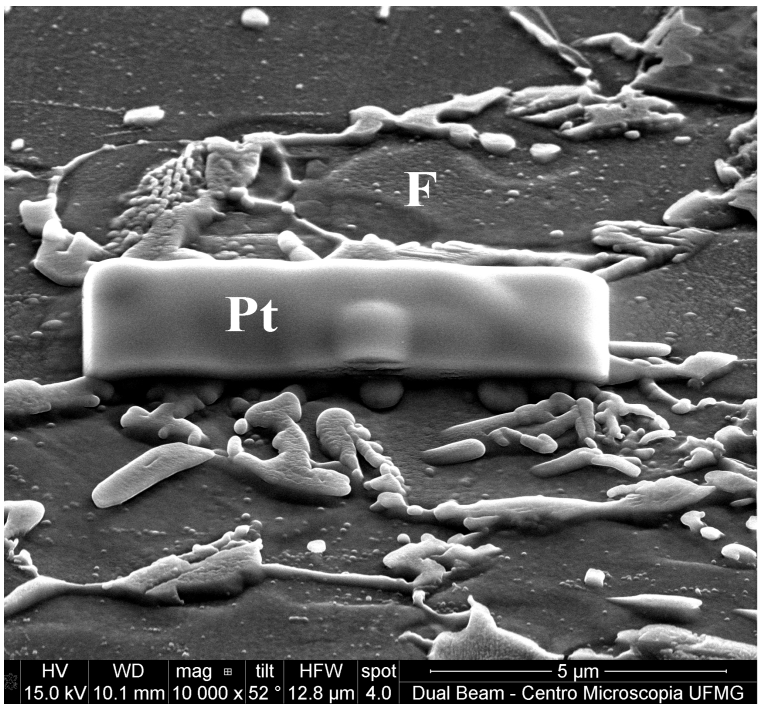

Figura 4.5: Camada de platina colocada sobre a área de interesse para retirada da lâmina para análise via microscopia eletrônica de transmissão.

paração consistiu na promoção da erosão do material ao redor da camada protetora de platina, usando uma intensidade de corrente de íons de 3 a 20 nA, com o feixe de íons normal à superfície da amostra. A seguir, cortou-se uma das extremidades da região de interesse, deixando-a ligada à peça original apenas por um canto. As figuras 4.6 e 4.7 ilustram essa etapa.

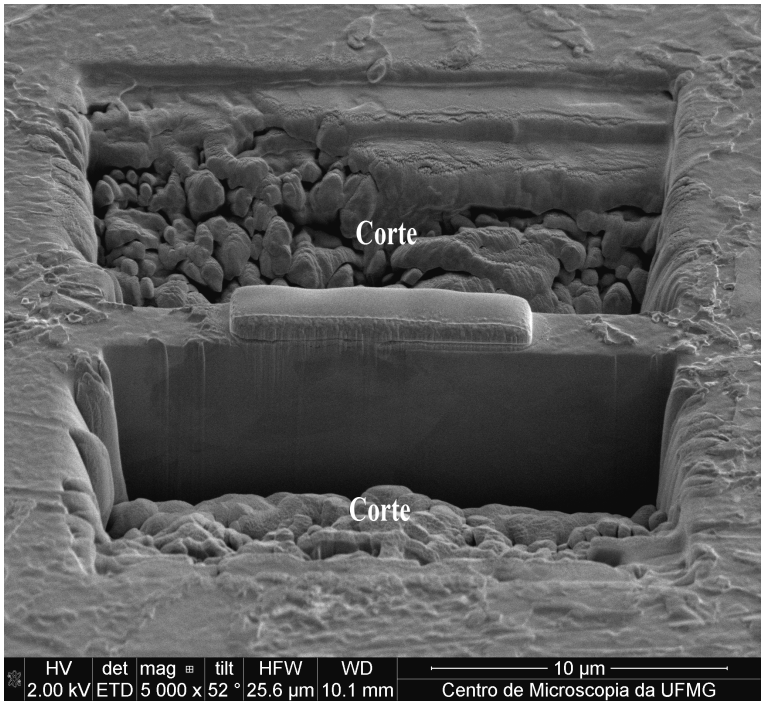

Figura 4.6: Corte de material ao redor da camada protetora de platina, evidenciando a região de interesse no centro.

Na etapa seguinte, realizou-se a soldagem da ponta de uma agulha na extremidade livre da lâmina e, a seguir, a mesma foi liberada e soldada na grade de fixação. As dimensões aproximadas da lâmina foram 12,5 μm x 4 μm x 2,6 μm. Posteriormente, foi realizada a redução de espessura até cerca de 70 nm. As figuras 4.8 e 4.9 ilustram essa etapa.

Foram preparadas lâminas de aço *Dual Phase* na condição de não-deformado e deformado sob tração até a ruptura a 25 °C, 200 °C, 300 °C, 350 °C e 400 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}. As lâminas foram retiradas da região próxima à estricção e na direção longitudinal do corpo de prova.

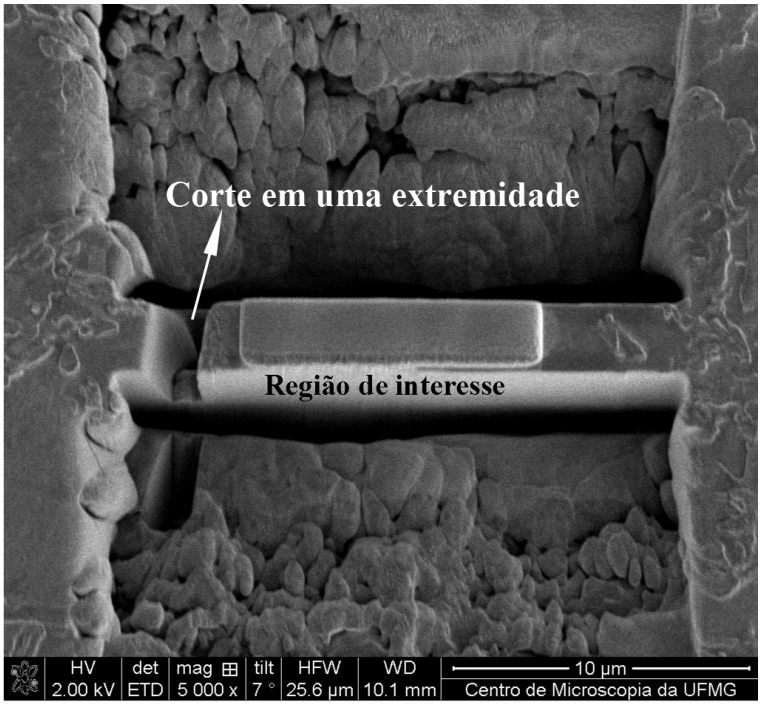

Figura 4.7: Lâmina presa por uma extremidade.

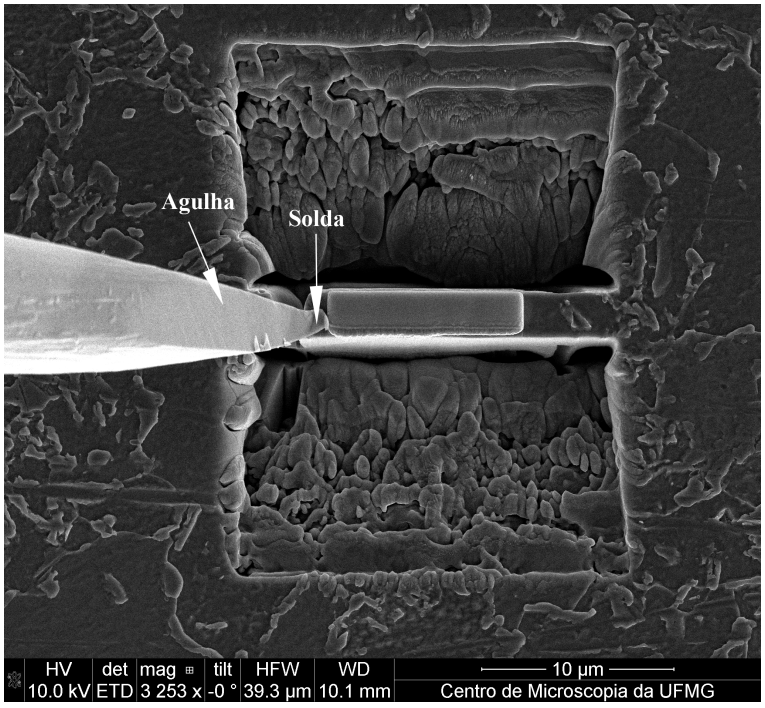

Figura 4.8: Agulha soldada na extremidade livre da lâmina para posterior retirada.

Para a análise das amostras preparadas conforme descrição anterior, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Transmissão *Tecnai* G2-20, *Super Twin FEI*, 200 kV. As preparações e as análises por microscopia eletrônica de transmissão foram feitas no Centro de Microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais.

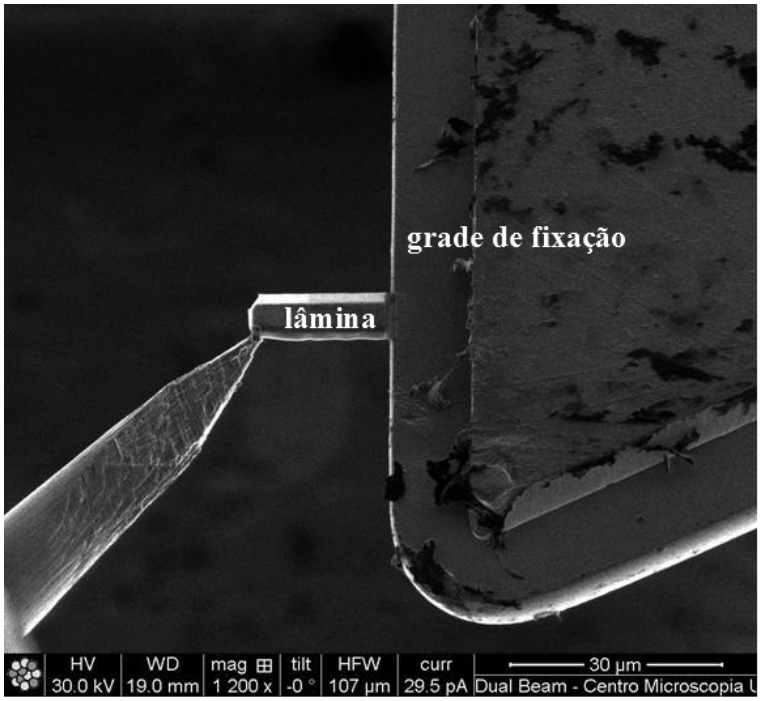

Figura 4.9: Lâmina soldada na grade de fixação para posterior redução de espessura.

Capítulo 5

Resultados

5.1 Caracterização Microestrutural

A figura 5.1 apresenta a microestrutura, obtida por microscopia ótica, do aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, como recebido. O constituinte mais claro é a ferrita, enquanto o segundo constituinte se apresenta de coloração mais escura.

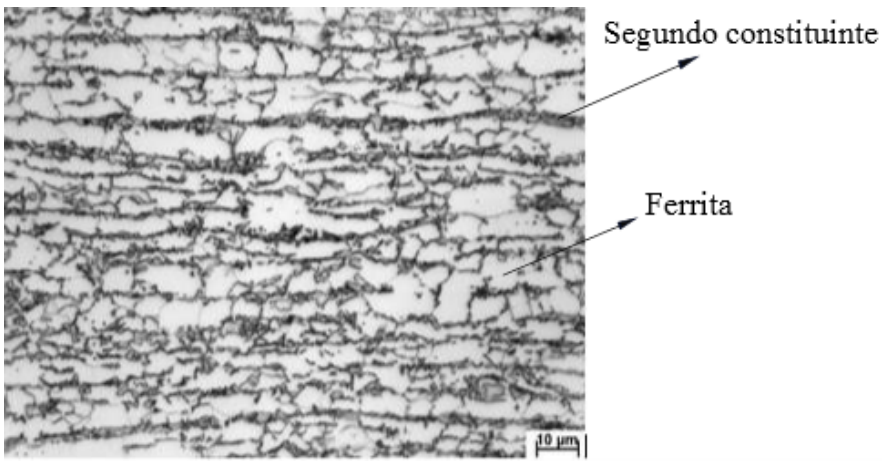

Figura 5.1: Microestrutura do aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, laminado a frio e recozido. Ataque: Nital 4%.

Devido ao bandeamento apresentado pela amostra, a determinação do tamanho médio de grão ferrítico foi feita segundo a direção com inclinação de 45° em relação ao bandeamento.

O valor médio encontrado foi de $4,8 \pm 0,2$ μm.

Observou-se, no aço analisado, uma microestrutura complexa, constituída por ferrita (F), bainita (B), carbonetos não dissolvidos (C) e constituinte martensita/austenita retida (MA), conforme mostrado na figura 5.2.

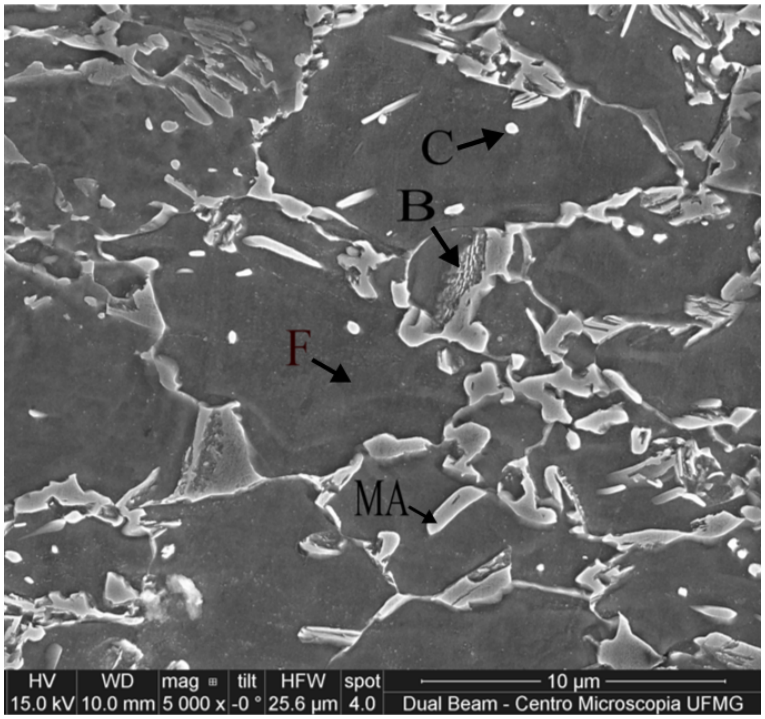

Figura 5.2: Aspecto da microestrutura do aço estudado. MEV. Ataque: Nital 4%. F: ferrita, B: bainita, C: carboneto, MA: martensita/austenita retida.

5.1.1 Fração Volumétrica dos Constituintes Formados

Os resultados da caracterização quantitativa da ferrita e do segundo constituinte são apresentados na tabela 5.1.

Tabela 5.1: Fração volumétrica dos constituintes formados.

Ferrita	**Segundo constituinte**	**MA**	**B+C**
65%	35%	5%	30%

Pode-se observar que a quantidade total de segundo constituinte se situou em torno de

35%. Constata-se também que o segundo constituinte é predominantemente bainítico. A quantidade de austenita retida foi de aproximadamente 1%.

5.2 Caracterização do Comportamento Mecânico

As propriedades mecânicas determinadas nos ensaios de tração são apresentadas na tabela 5.2. Foram realizados dez ensaios de tração e o erro calculado, considerando-se uma distribuição de Student com grau de confiança de 95%, foi inferior a 5% para todos os parâmetros.

Tabela 5.2: Propriedades mecânicas do aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência.

CP	σ_R (MPa)	σ_e (MPa)	n	$e_U(\%)$	$e_T(\%)$
1	692,0	381,0	0,209	19,0	28,5
2	685,0	382,0	0,212	22,5	31,0
3	670,0	388,0	0,220	21,0	33,0
4	671,0	375,0	0,202	22,5	32,0
5	683,0	376,0	0,214	21,0	30,0
6	684,0	380,0	0,201	19,0	31,0
7	684,0	385,0	0,219	21,0	31,0
8	682,0	372,0	0,221	21,0	31,0
9	682,0	377,0	0,198	21,0	32,0
10	676,0	382,0	0,228	20,0	30,0
$\overline{x}$	680,9	379,8	0,212	20,8	30,9
S	6,7	4,8	0,011	1,2	1,3
IC (μ; 95%)	(676,1;685,7)	(376,3;383,3)	(0,200,0,213)	(19,9;21,7)	(30,1;31,8)

Pelas intensidades das grandezas apresentadas, verifica-se que o aço em estudo atende à especificação do aço *Dual Phase* da classe de 600 MPa de limite de resistência, segundo dados apresentados por THIRION *et al.* (1998), apresentando valores bem superiores de limite de resistência e alongamento total, uma vez que os valores destas grandezas apresentadas por estes autores são, respectivamente, 611 MPa e 24,1%.

A figura 5.3 mostra uma das curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* com 600 MPa de limite de resistência, que possibilitou a determinação das propriedades me-

cânicas listadas na tabela 5.2. Observou-se para todos os corpos de prova ensaiados uma transição contínua entre os regimes elástico e plástico. Esta característica das curvas tensão *versus* deformação também foi observada por outros pesquisadores (AKBARPOUR e EKRAMI, 2008b; GÜNDÜZ, 2008; SACHDEV, 1982).

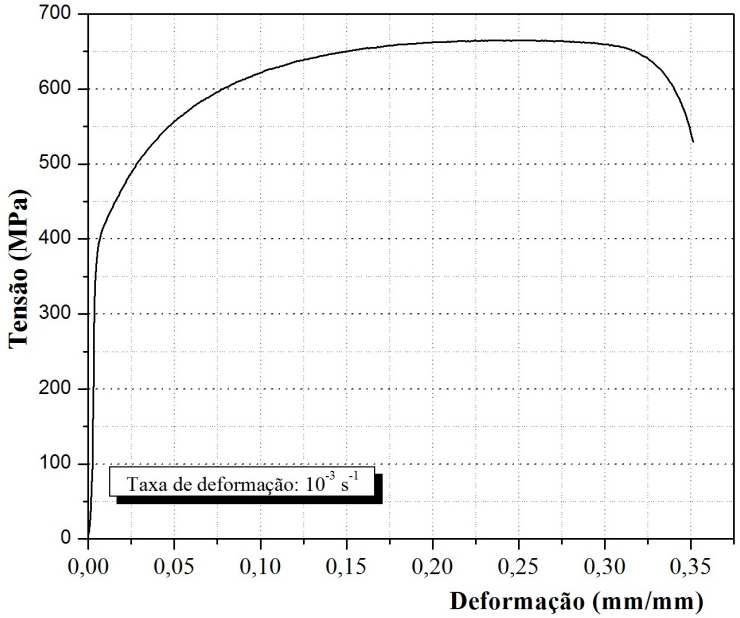

Figura 5.3: Curva tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, ensaiado à temperatura ambiente, a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}.

5.3 Evolução das Propriedades Mecânicas com a Temperatura

As curvas obtidas em ensaio de tração apresentaram as características típicas de metais e ligas metálicas que sofrem envelhecimento dinâmico. Dentre essas características, pode-se destacar o aumento da taxa de encruamento no intervalo de temperaturas em que ocorreu o envelhecimento dinâmico e as flutuações de tensão que ocorreram no regime plástico de deformação, ou seja, o efeito Portevin Le Chatelier (LESLIE, 1982; REED-HILL, 1977).

As figuras 5.4 a 5.12 exibem a evolução das curvas tensão *versus* deformação de engenharia com a variação de temperatura e da taxa de deformação para o aço em estudo.

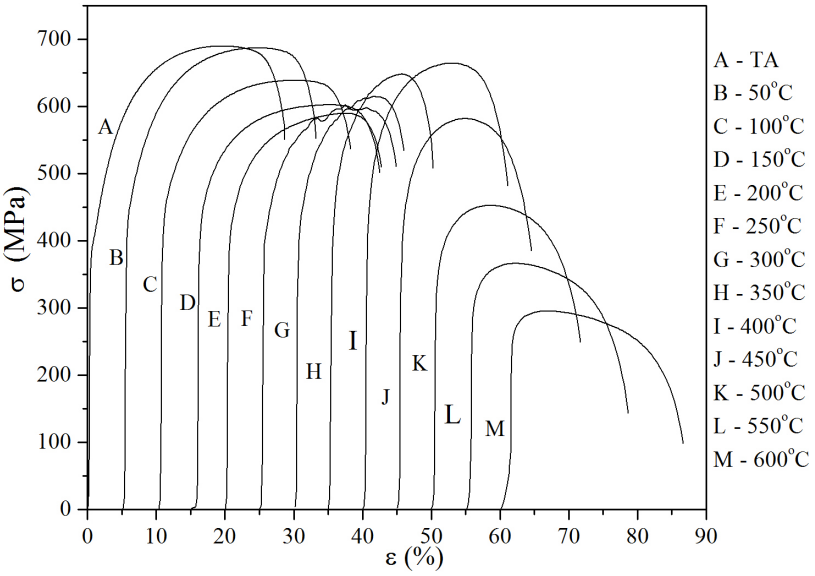

Figura 5.4: Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-1} s^{-1}.

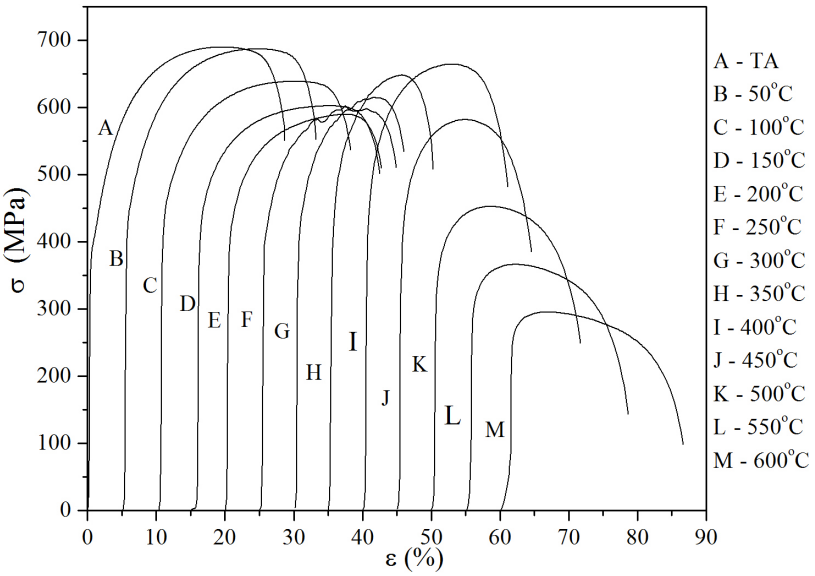

Figura 5.5: Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1}.

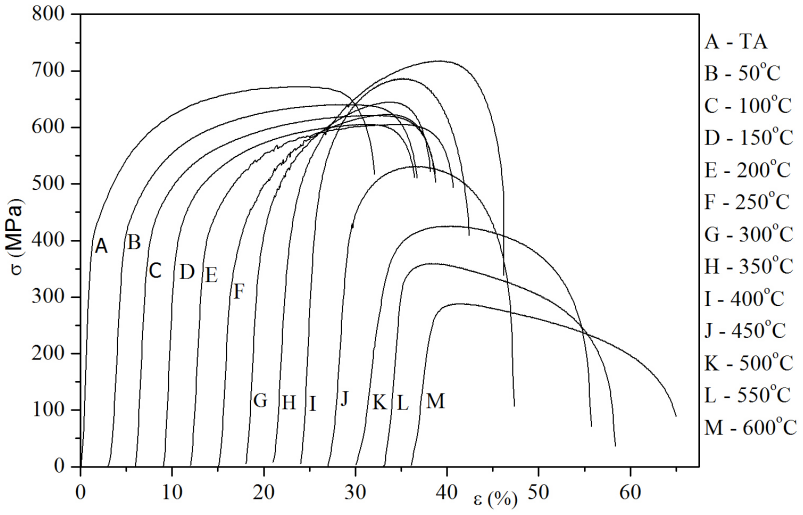

Figura 5.6: Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 5×10^{-3} s^{-1}.

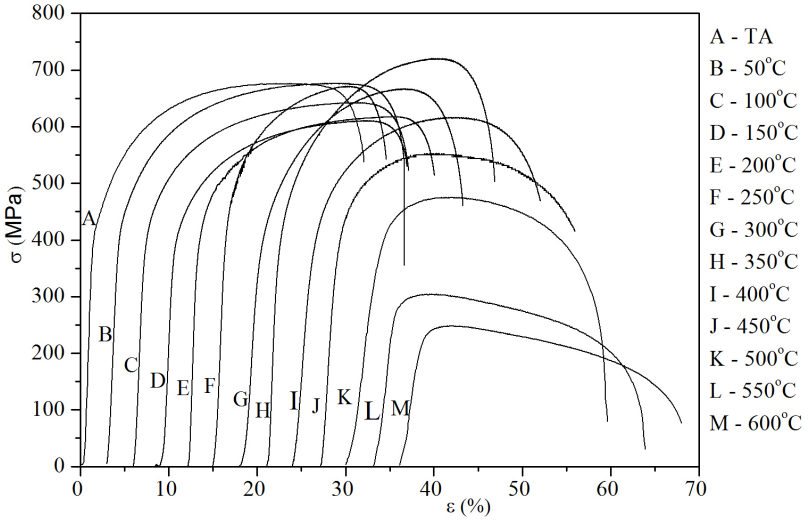

Figura 5.7: Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}.

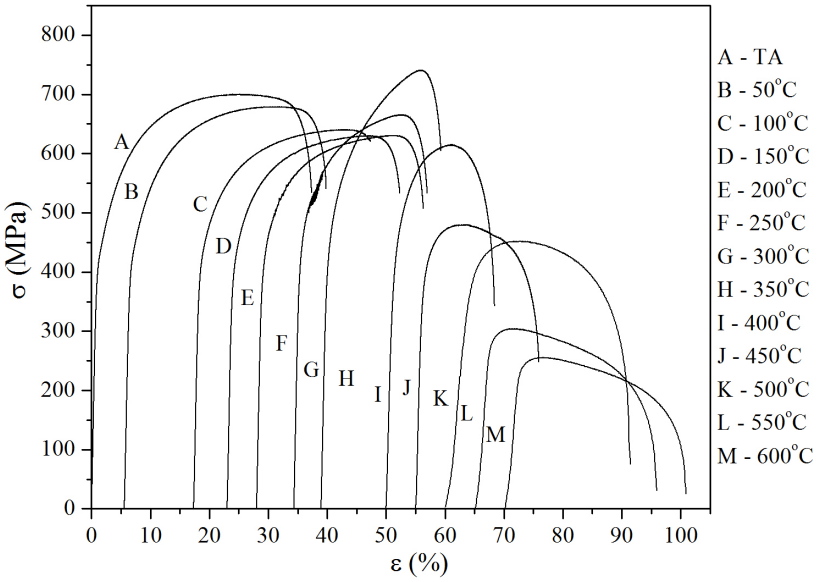

Figura 5.8: Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 5×10^{-4} s^{-1}.

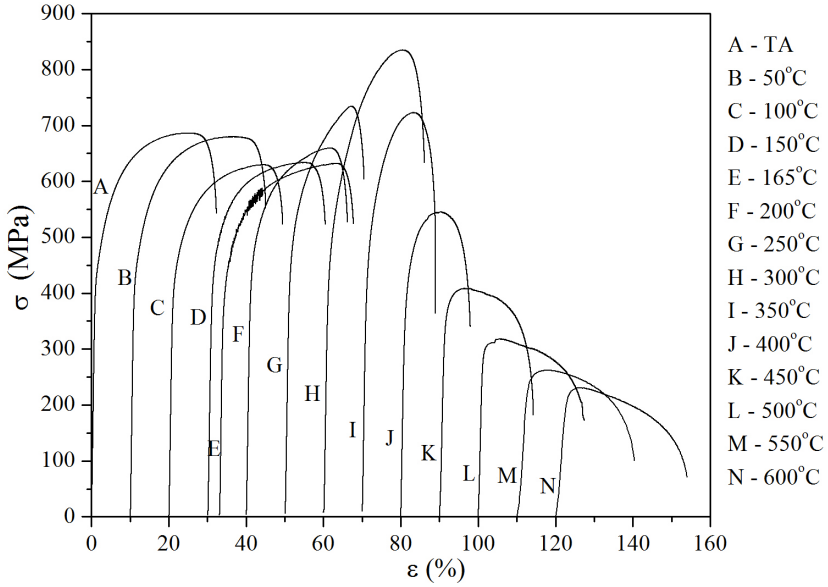

Figura 5.9: Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-4} s^{-1}.

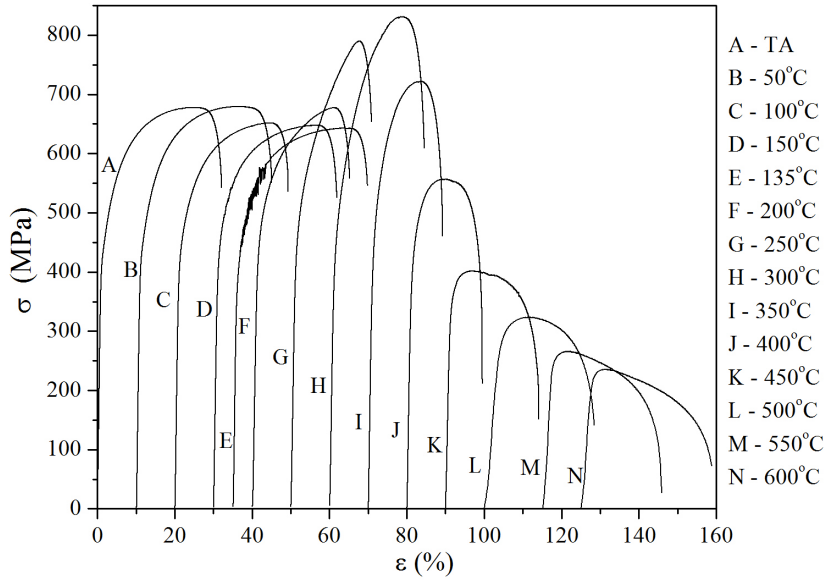

Figura 5.10: Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}.

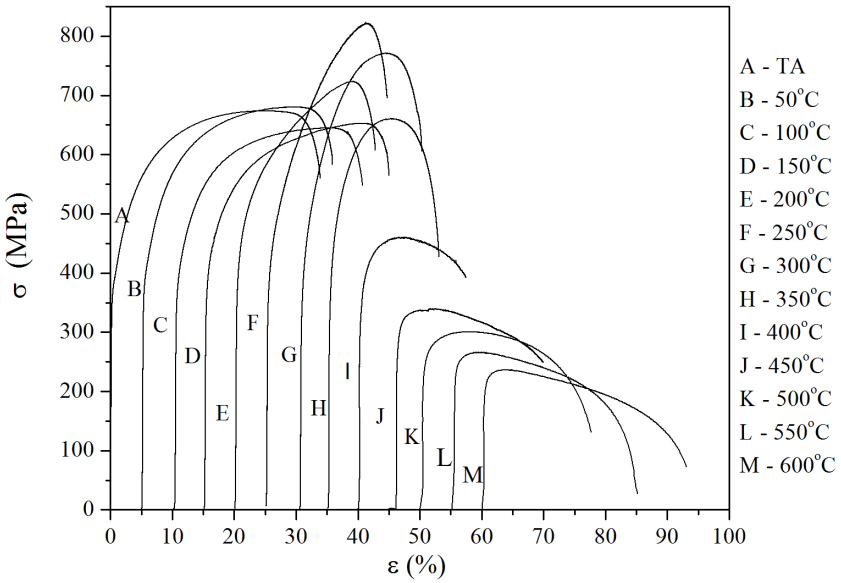

Figura 5.11: Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 10^{-5} s^{-1}.

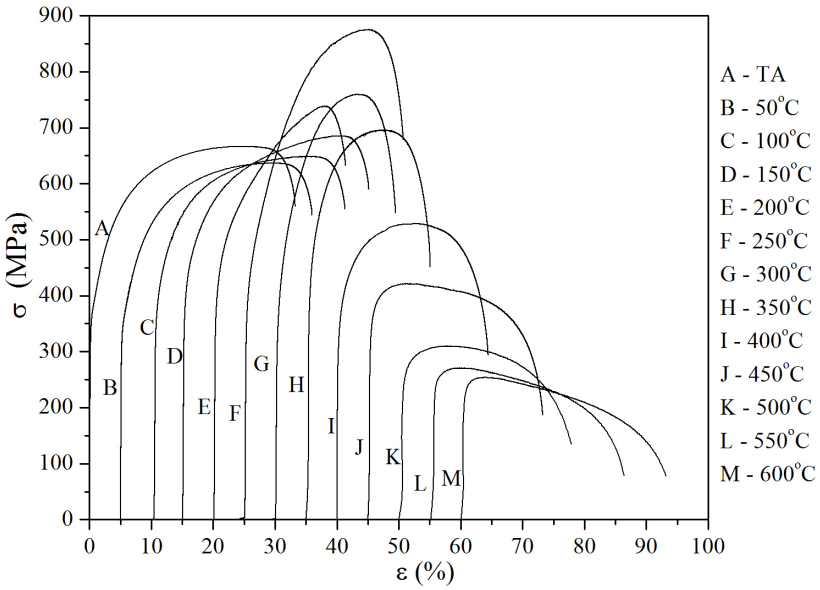

Figura 5.12: Curvas tensão *versus* deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, para temperaturas variando de 25 °C a 600 °C a uma taxa de deformação de 5×10^{-6} s^{-1}.

Na faixa de temperaturas considerada, não foi detectado o efeito Portevin Le Chatelier quando a taxa de deformação utilizada foi de 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}. Não foram identificadas, neste trabalho, as razões para o não surgimento do efeito PLC para essas taxas menores. Porém, para as demais taxas, a frequência e a amplitude dos serrilhados aumentaram com o aumento da temperatura de ensaio até o seu desaparecimento. Para a taxa de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, que é a menor taxa em que houve detecção do efeito Portevin Le Chatelier, os serrilhados apresentaram alta amplitude e frequência, iniciando em uma faixa de temperaturas compreendidas entre 100 e 110 °C. Com a elevação da taxa de deformação, a amplitude e a frequência dos serrilhados na curva tensão *versus* deformação diminuiram e as temperaturas nas quais se iniciou o efeito Portevin Le Chatelier foram deslocadas para maiores valores. A figura 5.13 mostra detalhes das curvas tensão *versus* deformação para a taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, evidenciando o serrilhado. A partir de 155 °C, observou-se esse efeito que pode ser notado até 250 °C.

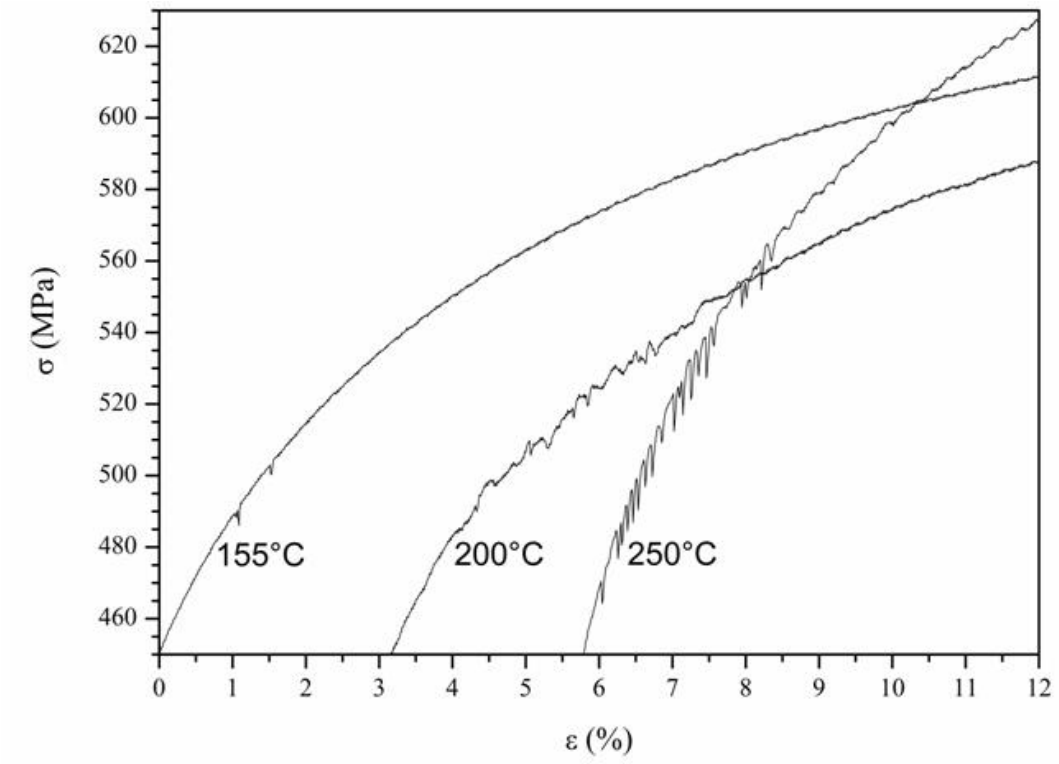

Figura 5.13: Detalhes das curvas tensão-deformação, evidenciando o efeito Portevin Le Chatelier para uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}.

A tabela 5.3 mostra esses valores e as temperaturas nas quais foram verificados os máximos nos valores do limite de resistência (aproximadamente a mesma temperatura de término do efeito Portevin Le Chatelier (REED-HILL, 1977). As temperaturas de início do efeito PLC são aquelas em que as curvas de tração apresentaram os primeiros serrilhados logo após o início da deformação plástica.

Tabela 5.3: Temperatura de início do efeito Portevin Le Chatelier e de máximo do limite de resistência para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência nas diversas taxas de deformação empregadas.

Taxa de deformação	Temp. de início do efeito PLC	Temp. de máximo do lim. de res.
10^{-1} s^{-1}	250 °C	400 °C
10^{-2} s^{-1}	205 °C	375 °C
5×10^{-3} s^{-1}	175 °C	355 °C
10^{-3} s^{-1}	155 °C	320 °C
5×10^{-4} s^{-1}	135 °C	315 °C
10^{-4} s^{-1}	115 °C	285 °C
5×10^{-5} $s^{-1}7$	105 °C	275 °C

A partir das curvas obtidas, através dos ensaios de tração, foram coletados os valores dos limites de escoamento e de resistência, tensão de fluxo plástico a 5% de deformação, expoente de encruamento, bem como as intensidades, em porcentagem, do alongamento total, reafirmando que esses mesmos valores representam uma média de três ensaios para cada par temperatura-taxa de deformação.

As figuras 5.14, 5.15 e 5.16 mostram as evoluções verificadas do limite de escoamento com a temperatura de ensaio e a taxa de deformação para o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência, enquanto que a figura 5.17 mostra a variação dessa mesma grandeza para as nove taxas de deformação para comparação. As figuras 5.18, 5.19 e 5.20 mostram as evoluções verificadas do limite de resistência com a temperatura de ensaio e a taxa de deformação. Da mesma forma, a figura 5.21 mostra a evolução dessa grandeza para as nove taxas de deformação utilizadas.

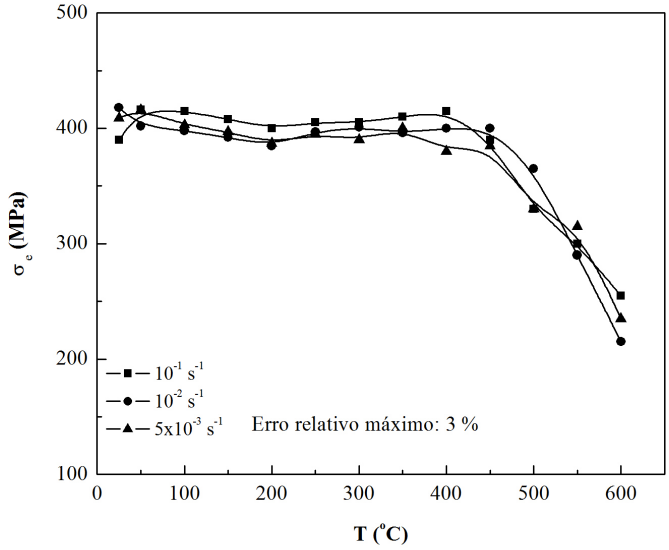

Figura 5.14: Evolução do limite de escoamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}.

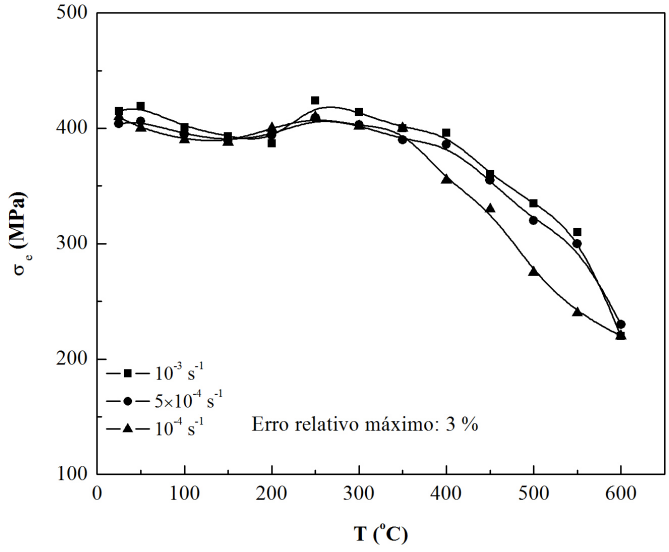

Figura 5.15: Evolução do limite de escoamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}.

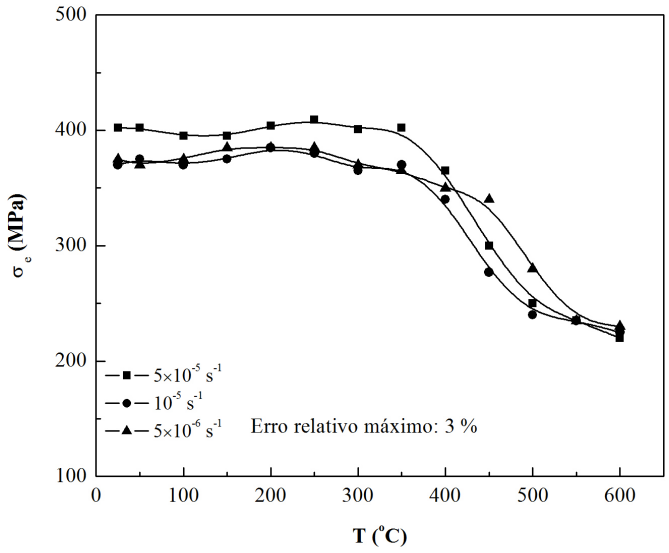

Figura 5.16: Evolução do limite de escoamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}.

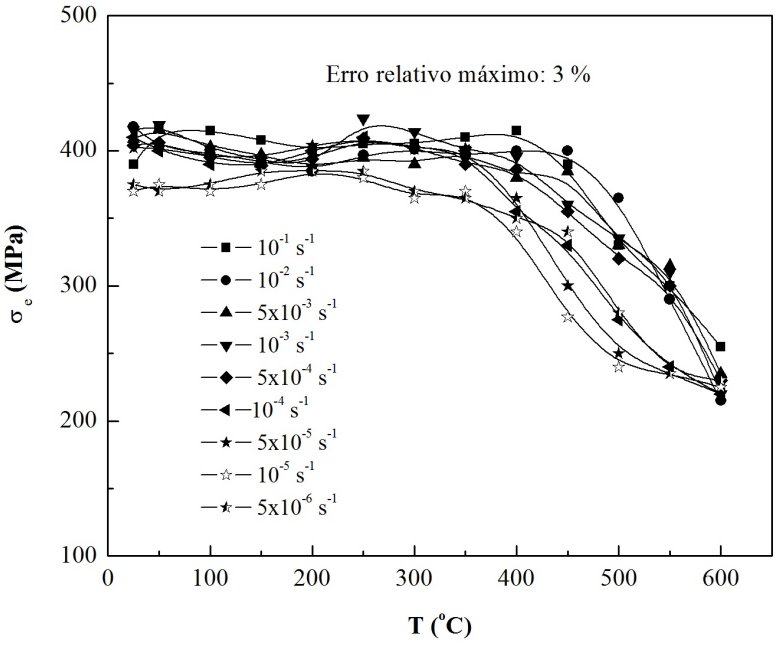

Figura 5.17: Evolução do limite de escoamento com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas.

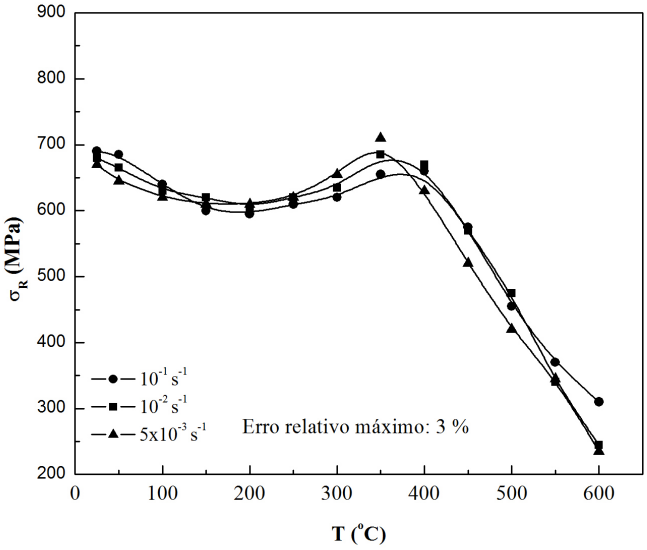

Figura 5.18: Evolução do limite de resistência com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}.

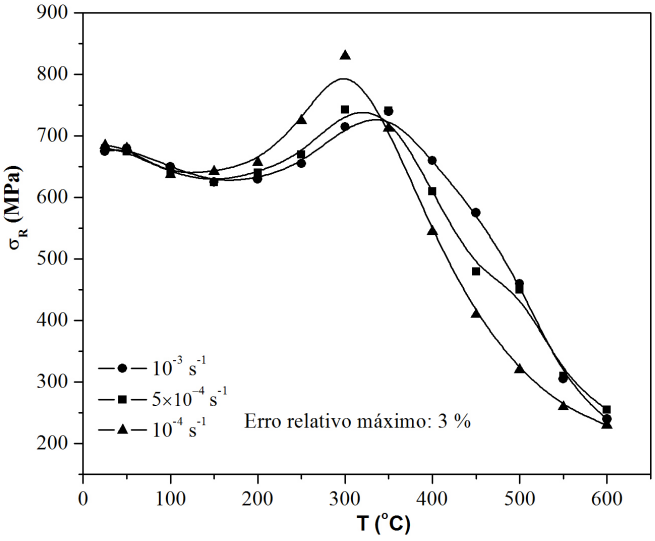

Figura 5.19: Evolução do limite de resistência com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}.

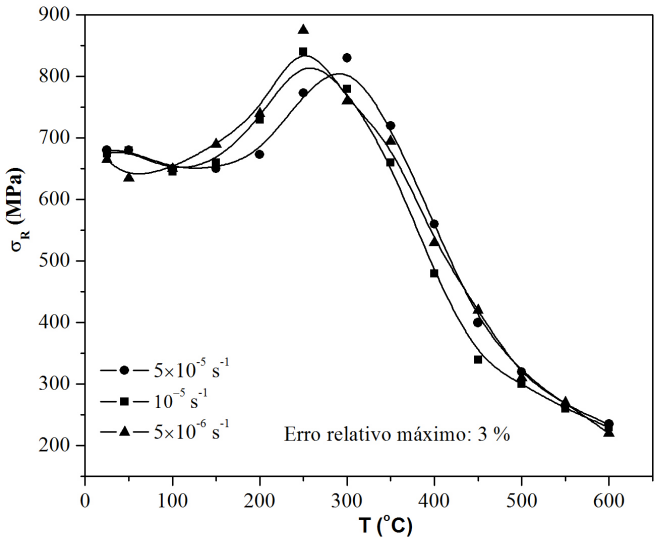

Figura 5.20: Evolução do limite de resistência com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}.

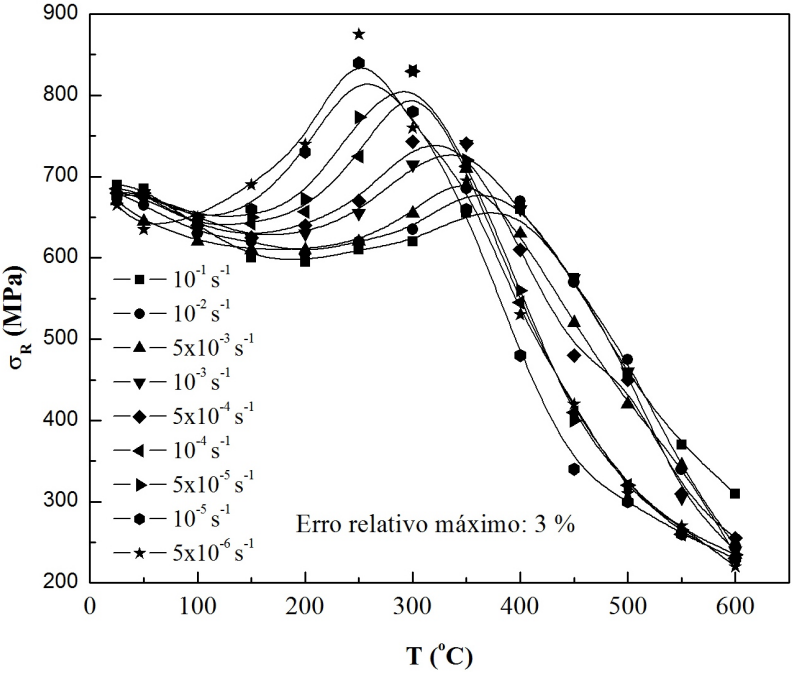

Figura 5.21: Evolução do limite de resistência com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas.

Percebe-se a presença de máximos em σ_R, cuja posição é deslocada para valores mais altos de temperatura à medida que se aumenta a taxa de deformação. Simultaneamente, observa-se a diminuição da intensidade dos máximos com o aumento da taxa de deformação. As curvas do limite de escoamento exibem um patamar no intervalo de temperatura no qual se observa um máximo em σ_R. Nas temperaturas mais elevadas, constata-se queda acentuada tanto do limite de resistência quanto do limite de escoamento.

As variações da tensão de fluxo plástico a 5% de deformação com a temperatura e taxa de deformação estão representadas nas figuras 5.22, 5.23 e 5.24. A figura 5.25 mostra a variação dessa mesma grandeza para as nove taxas de deformação. As variações do expoente de encruamento com a temperatura e taxa de deformação estão mostradas nas figuras 5.26, 5.27 e 5.28. A figura 5.29 mostra a variação dessa mesma grandeza para as nove taxas de deformação. Pode-se também observar a presença de máximos cujo comportamento é similar ao do limite de resistência, ou seja, aumentando-se a taxa de deformação, verifica-se queda na amplitude do máximo e deslocamento do mesmo para temperaturas mais elevadas.

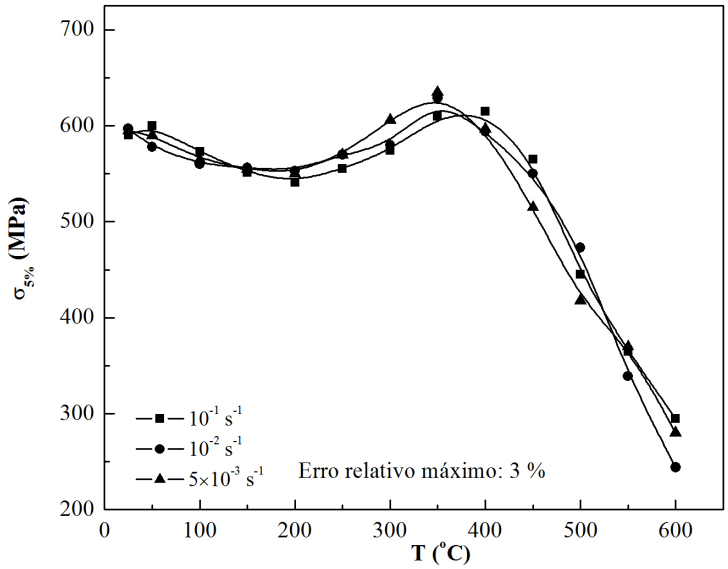

Figura 5.22: Evolução da tensão de fluxo a 5% de deformação com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}.

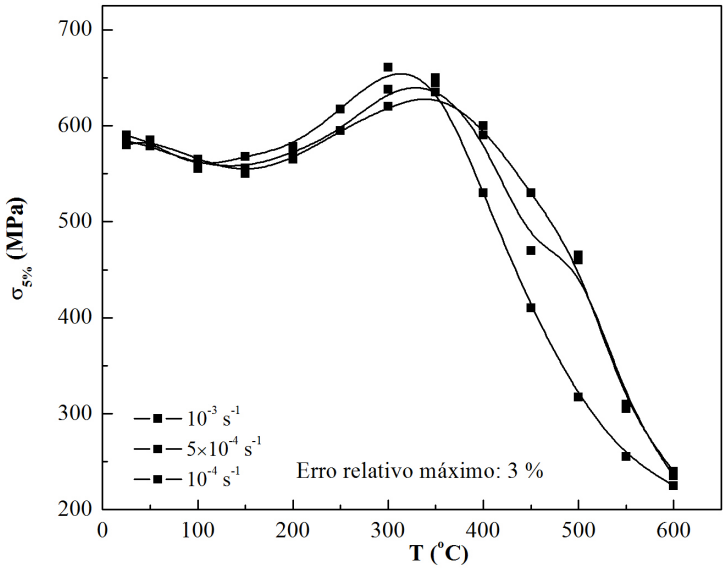

Figura 5.23: Evolução da tensão de fluxo a 5% de deformação com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}.

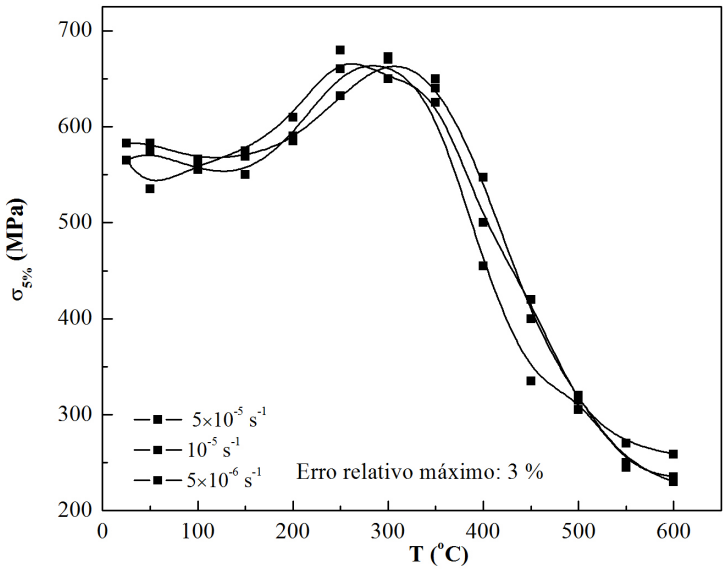

Figura 5.24: Evolução da tensão de fluxo a 5% de deformação com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}.

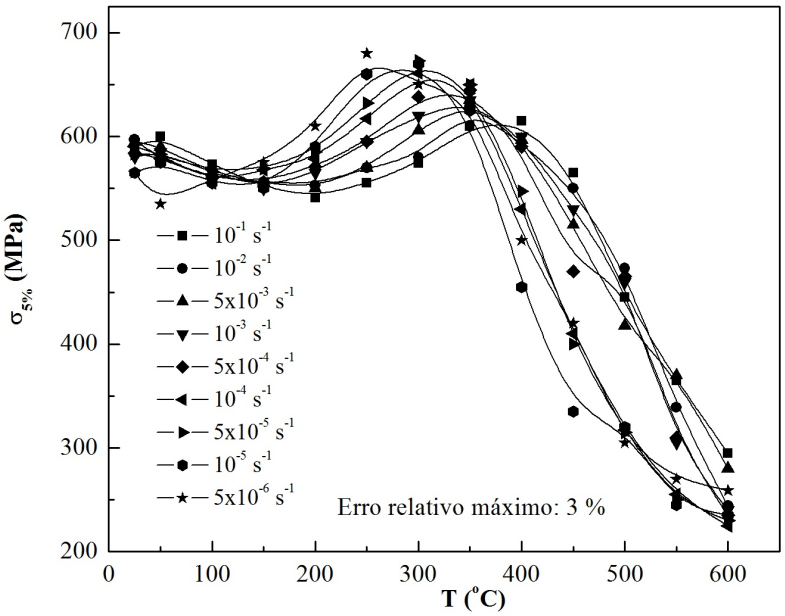

Figura 5.25: Evolução da tensão de fluxo plástico a 5% de deformação com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas.

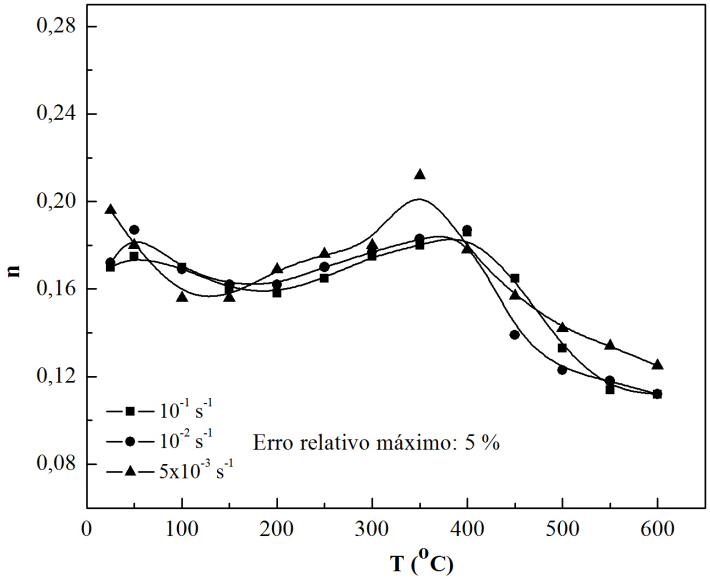

Figura 5.26: Evolução do expoente de encruamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}.

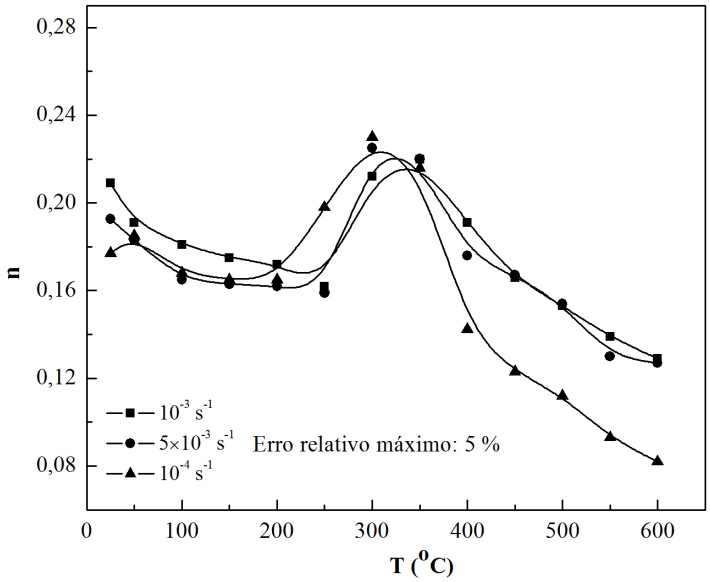

Figura 5.27: Evolução do expoente de encruamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}.

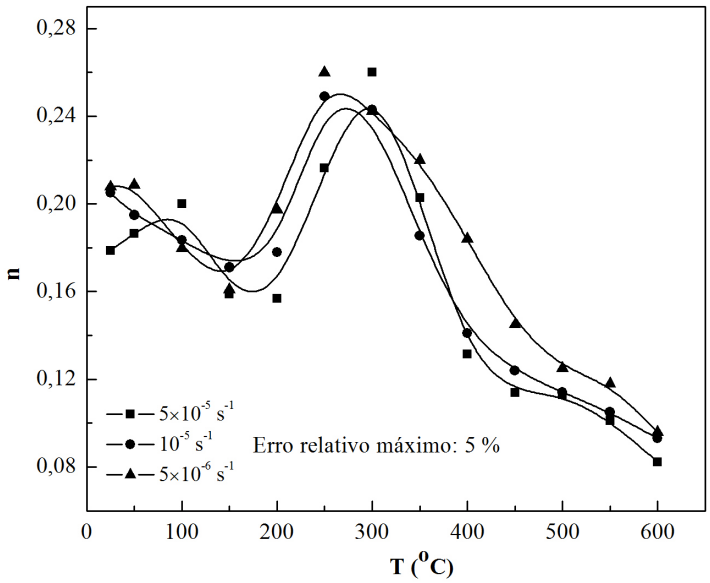

Figura 5.28: Evolução do expoente de encruamento com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}.

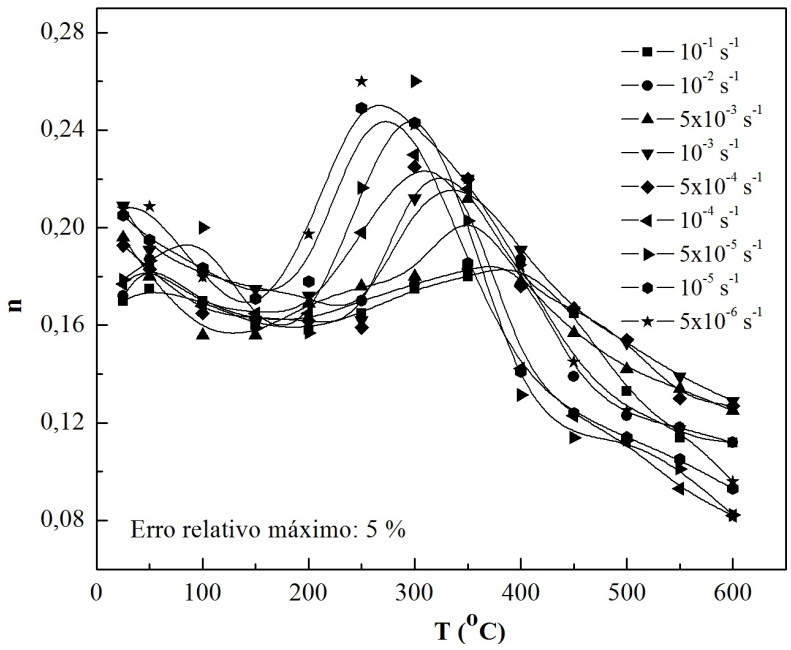

Figura 5.29: Evolução do expoente de encruamento com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas.

Nas figuras 5.30, 5.31 e 5.32 verifica-se a evolução do alongamento total, e_T, com a temperatura de ensaio e taxa de deformação. A figura 5.33 mostra mostra a variação dessa mesma grandeza para as nove taxas de deformação.

Nota-se queda no alongamento total com o aumento da temperatura, passando por um mínimo no intervalo de temperatura no qual se observa o máximo no limite de resistência, na tensão de fluxo plástico e no expoente de encruamento. A temperatura na qual ocorre esse mínimo se desloca para valores mais altos quando se aumenta a taxa de deformação.

Todos esses aspectos fenomenológicos também foram observados e citados por outros pesquisadores em estudos realizados em aços *Dual Phase* e em outras classes de aços (SHAHRIARY *et al.*, 2012; FARNOUSH *et al.*, 2012; EKRAMI, 2005; CALADO *et al.*, 2008b,a; TAHERI *et al.*, 1995).

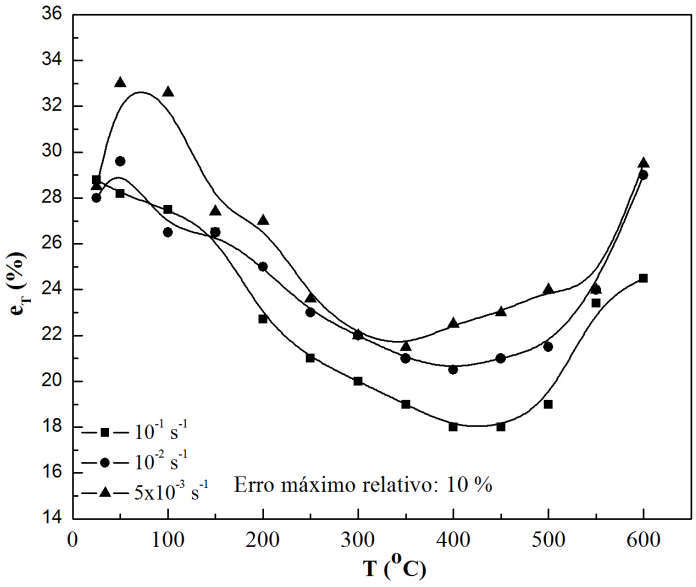

Figura 5.30: Evolução do alongamento total com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-1} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1} e 5×10^{-3} s^{-1}.

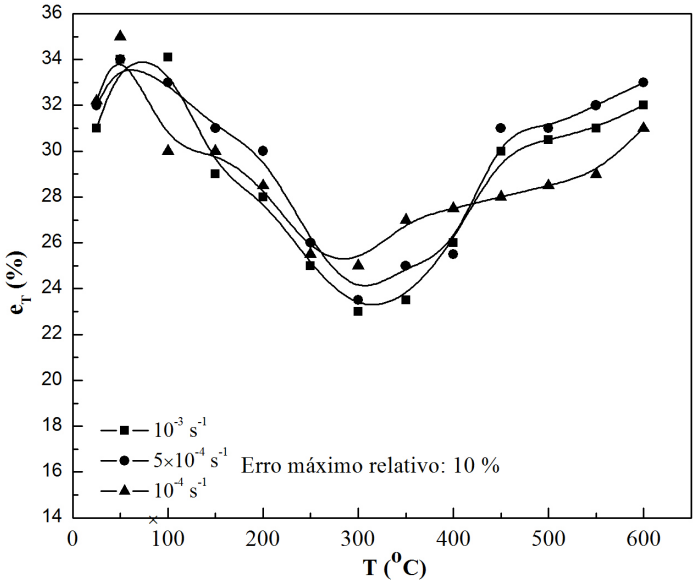

Figura 5.31: Evolução do alongamento total com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1}, 5×10^{-4} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}.

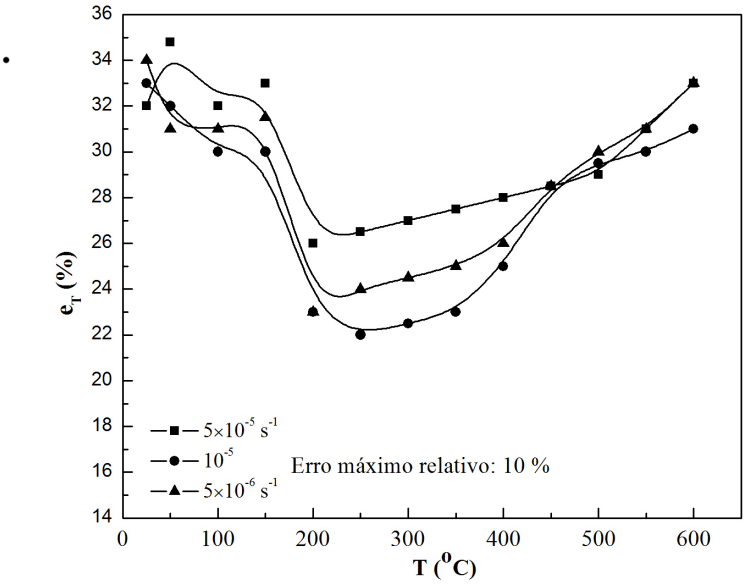

Figura 5.32: Evolução do alongamento total com a temperatura de ensaio para as taxas de deformação de 5×10^{-5} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}.

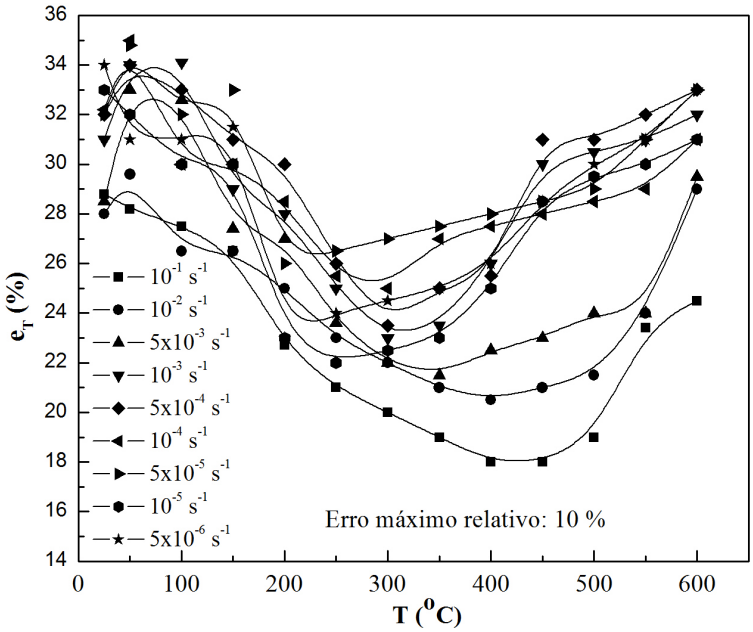

Figura 5.33: Evolução do alongamento total com a temperatura de ensaio para as nove taxas de deformação utilizadas.

5.4 Subestrutura de Deslocações

A figura 5.34 mostra a amostra não deformada, caracterizada por microscopia de transmissão. Nesta figura, nota-se a presença de martensita em forma de placas e a densidade de deslocações decresce a partir da interface ferrita-martensita em direção ao interior do grão ferrítico, ou seja, áreas da ferrita mais distantes da interface apresentam menores densidades de deslocações.

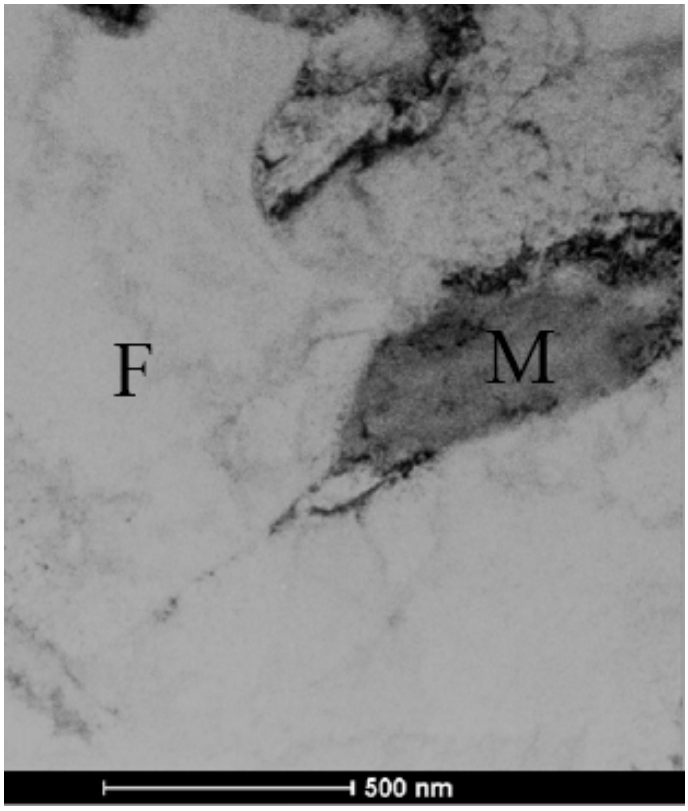

Figura 5.34: Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de não deformado, evidenciando a distribuição das deslocações na ferrita, próximo da interface ferrita-martensita.

A figura 5.35 mostra uma imagem do aço em estudo, deformado à temperatura ambiente, na qual F é ferrita e M, martensita. Pode-se perceber que a densidade de deslocações nos grãos ferríticos é bem maior que na condição não deformado. A distribuição de deslocações no interior desses grãos ferríticos é aproximadamente uniforme.

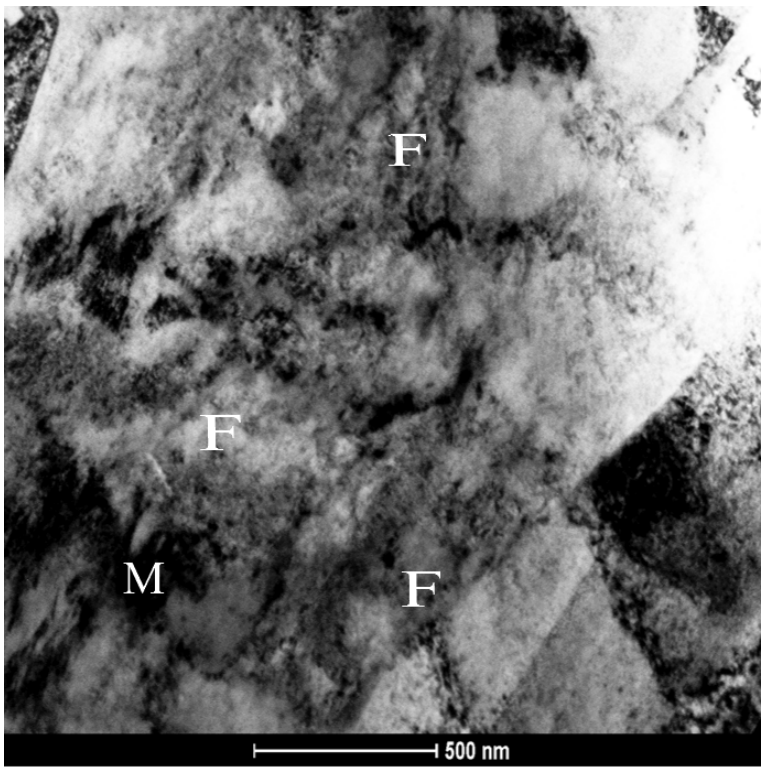

Figura 5.35: Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado à temperatura ambiente a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, evidenciando a distribuição das deslocações na ferrita.

Na amostra deformada a 200 °C, figura 5.36, notaram-se arranjos bem definidos na forma de paredes de deslocações (DW), paralelas. Em relação à amostra deformada à temperatura ambiente, pode-se notar uma mudança no padrão de distribuição das mesmas.

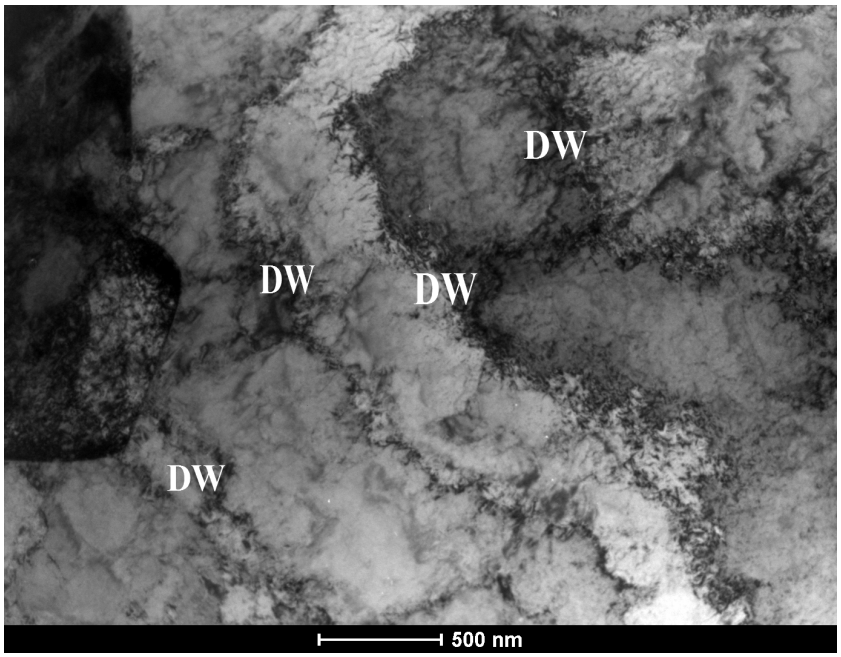

Figura 5.36: Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 200 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, evidenciando a distribuição das deslocações em paredes paralelas (DW).

Na figura 5.37, referente à amostra deformada a 300 °C, é possível notar que o espaçamento entre as paredes é menor. Observa-se também um padrão de distribuição formado por paredes de deslocações (DW), porém com um arranjo que mostra uma distribuição com menor densidade de deslocações entre essas paredes, quando se compara com a amostra observada a 200 °C.

A 350 °C, é importante verificar que o limite de resistência, a tensão de fluxo plástico e o expoente de encruamento passam por um máximo (figuras 5.21, 5.25 e 5.29). Percebe-se, pela figura 5.38, que a densidade de deslocações, qualitativamente, é bem mais elevada do que nas outras temperaturas e o padrão de distribuição das mesmas é mais complexo do que aqueles verificados anteriormente.

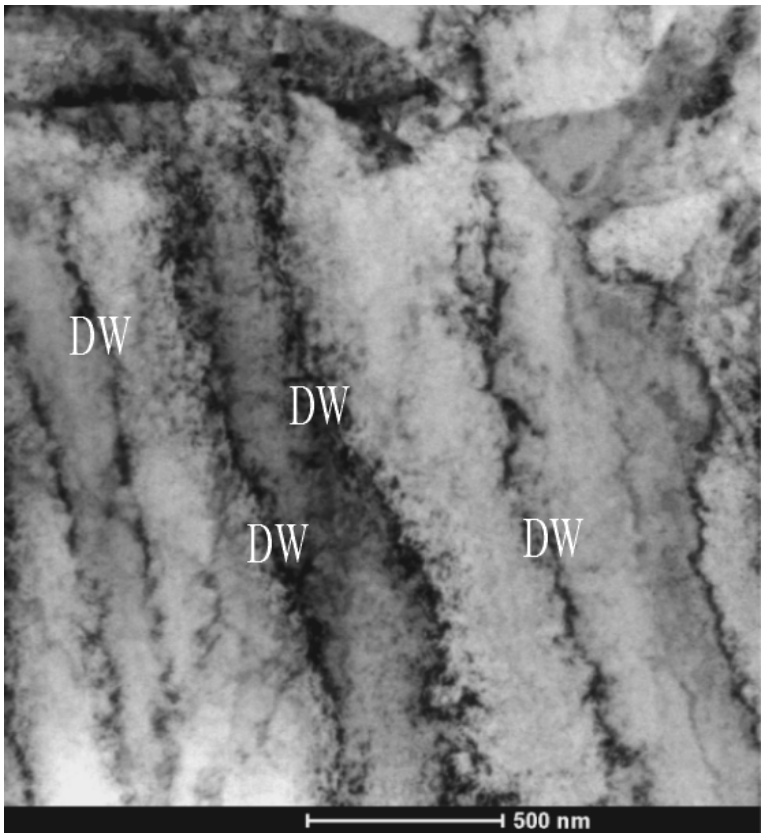

Figura 5.37: Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 300 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, evidenciando a distribuição das deslocações em paredes paralelas (DW).

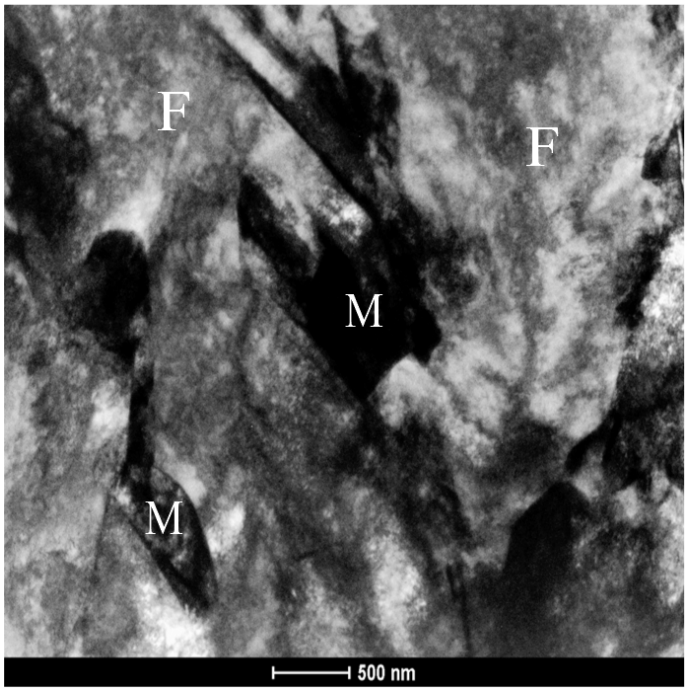

Figura 5.38: Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 350 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}. F: ferrita e M: martensita.

A figura 5.39 mostra uma outra imagem do mesmo aço, nas mesmas condições mostradas na figura 5.38, porém com um aumento maior. Percebe-se, de forma mais clara, a elevada densidade de deslocações no interior dos grãos ferríticos.

A 400 °C, figura 5.40, a densidade de deslocações é menor que a 300 °C e já se percebe queda nas intensidades do limite de resistência (figura 5.21) e da tensão de fluxo plástico (figura 5.25) e queda no valor do expoente de encruamento (figura 5.29). Observa-se que não há formação de arranjos de deslocações em regiões definidas da amostra, conforme se observa a 200 °C e 300 °C, figuras 5.36 e 5.37.

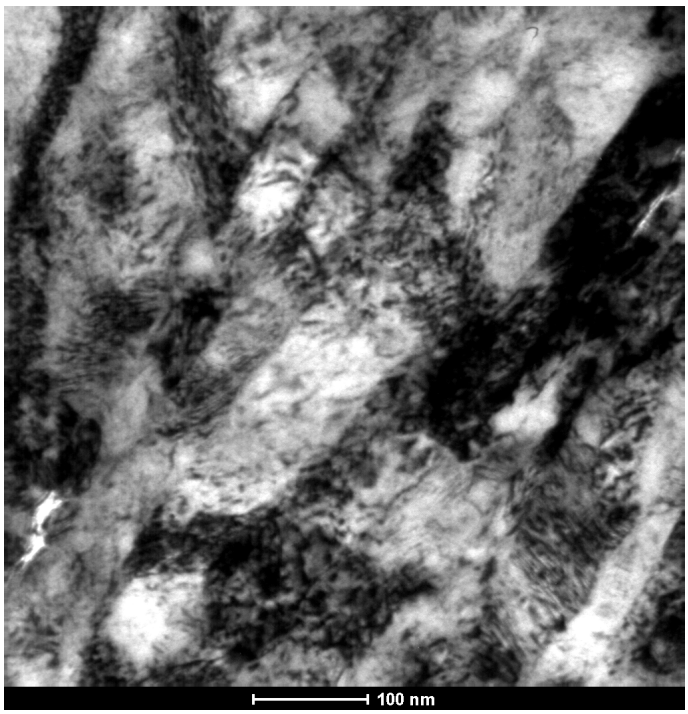

Figura 5.39: Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 350 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}.

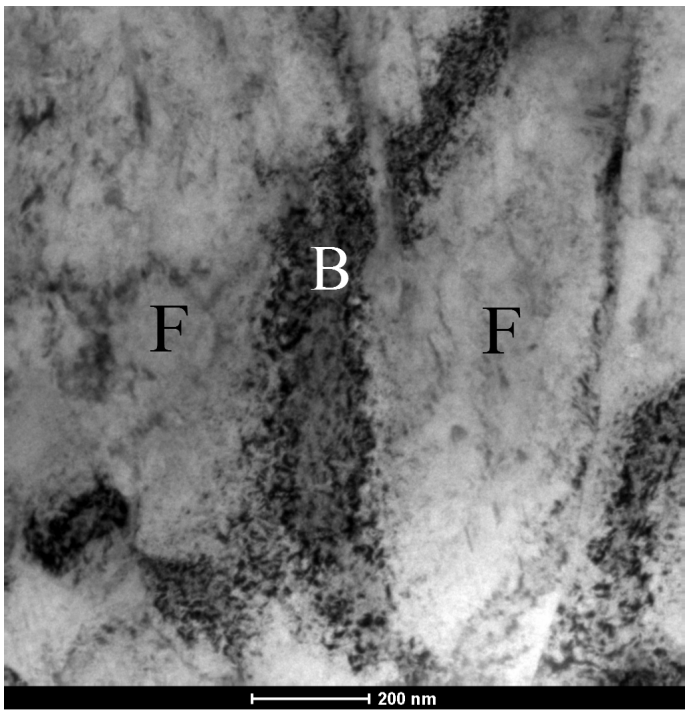

Figura 5.40: Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado na temperatura de 400 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}. F: ferrita e B: bainita.

Capítulo 6

Discussão

6.1 Caracterização Microestrutural

O aço analisado, como recebido, apresentou microestrutura com certo alinhamento do segundo constituinte, de forma paralela à direção de laminação (figura 5.1). O aspecto microestrutural observado é consequência do bandeamento do material como laminado a quente e se deve, em grande parte, à migração de carbono para as regiões ricas em manganês, formadas nos espaços interdendítricos durante a solidificação do lingote (LUCHT *et al.*, 1998). Nota-se também uma distribuição refinada de grãos de ferrita.

Os resultados da análise quantitativa dos constituintes do aço em estudo mostram valores que estão de acordo com aqueles esperados para aços multifásicos da classe de 600 MPa de resistência mecânica (MURARI *et al.*, 2004). Evidentemente, esses resultados das frações volumétricas, mostrados na tabela 5.1, apresentam algumas fontes de imprecisão que ocasionam erro nos valores determinados. Por outro lado, o procedimento utilizado (MELO, 2008) representa um aprimoramento do método tradicional, no qual as frações dos constituintes martensita e bainita eram determinadas de forma manual. Com relação às fontes de erro citadas, pode-se destacar, inicialmente, que após ataque com reativo nital, nem sempre é possível desconsiderar toda a área de contornos de grão na determinação do segundo constituinte, o que pode resultar em uma fração de segundo constituinte superior à que realmente está presente na microestrutura. Nem sempre é possível, também,

um ataque com metabissulfito de sódio que deixe todo o constituinte MA com coloração clara e uniforme. Em alguns ataques, esse constituinte se apresenta marron ou cinza e não é reconhecido pelo programa utilizado, sendo referenciado como B+C (MURARI, 2009). Aliado a esse fato, diferenças na composição da martensita e/ou efeitos associados ao revenimento, por exemplo, também poderão alterar a coloração do constituinte MA e dificultar a sua quantificação. Apesar de tudo, esse procedimento fornece valores de frações volumétricas bem mais precisas que o método tradicional.

6.2 Caracterização do Comportamento Mecânico

Os valores do limite de resistência, apresentados na tabela 5.2, assim como os valores de alongamento total, mostram a excelente combinação resistência mecânica - dutilidade apresentada pelo aço em estudo. No caso dos aços estudados por MURARI (2009) os valores médios de limite de resistência e alongamento total, apresentados pelo aço de 450 MPa de limite de resistência, sendo o primeiro um aço CMn e o segundo, um aço CMnCr, foram respectivamente, 494 MPa e 34,2% e 501 MPa e 35,0%. Ao se comparar esses valores, verifica-se que o aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência apresenta limite de resistência médio cerca de 37% superior ao limite de resistência médio do aço *Dual Phase* de 450 MPa de limite de resistência. Com relação ao alongamento total, o aço *Dual Phase* de 450 MPa de limite de resistência apresenta valor médio desse parâmetro cerca de 11% superior àquele valor médio apresentado pelo aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência. MURARI (2009) afirma que o aço por ele estudado apresenta-se como uma alternativa promissora à substituição de aços HSLA em peças de estrutura e segurança. Porém, a verificação dos valores das propriedades mecânicas citadas justifica a maior utilização do aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência na confecção de peças dessa natureza na indústria automobilística (FORGAS, 2009).

A figura 5.3 mostra um típico diagrama tensão *versus* deformação de engenharia para um aço *Dual Phase*. O comportamento de escoamento contínuo, conforme relatado na seção 3.1, pode ser atribuído à presença de deslocações móveis geradas nas interfaces ferrita/segundo constituinte (LlEWELLYN e HILLIS, 1996).

Como a transformação da austenita em martensita/bainita ocorre com expansão de volume, a ferrita tem que se deformar plasticamente para acomodar essa expansão volumétrica. Como resultado, tanto uma alta densidade de deslocações como tensões residuais são geradas na fase ferrítica imediatamente vizinha à martensita/bainita. Esses dois fatores: acréscimo de deslocações móveis que foram geradas na transformação da austenita em martensita e as tensões residuais são responsáveis pelo comportamento de escoamento contínuo dos aços *Dual Phase* (FORGAS, 2009). Dessa forma, os aços *Dual Phase* se deformam plasticamente com escoamento contínuo, o que é importante nos processos de estampagem aos quais serão submetidos para posterior aplicação na indústria automobilística (SARWAR e PRIESTNER, 1996).

6.3 Evolução das Propriedades Mecânicas com a Temperatura

As curvas mostradas nas figuras 5.4 a 5.10 apresentam serrilhados que é uma manifestação conhecida do envelhecimento dinâmico e se deve ao fato de que o envelhecimento dinâmico é um fenômeno termicamente ativado, conforme discutido anteriormente na seção 3.2. Com a elevação da temperatura, a difusividade atômica em volume de elementos intersticiais se torna maior, permitindo que cada vez mais solutos formem atmosferas de Cottrell nas deslocações, o que dificulta o movimento das mesmas (REED-HILL, 1977). A frequência e a amplitude dos serrilhados verificados no aço em estudo apresentaram menores intensidades que aquelas verificadas nos aços estruturais contendo molibdênio e nióbio (CALADO *et al.*, 2008b,a) e aços baixo carbono (TAHERI *et al.*, 1995). Isto pode ser devido à menor concentração de átomos de carbono em solução sólida na ferrita para o caso do aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência.

Conforme verificado na tabela 5.3, o deslocamento da temperatura de início do efeito Portevin Le Chatelier para valores mais elevados, quando se aumenta a taxa de deformação pode ser explicado, partindo-se do princípio de que com o aumento da taxa de deformação o tempo de parada das deslocações em um obstáculo transponível é menor

e, dessa forma, se faz necessária maior mobilidade dos átomos de soluto para a formação das atmosferas de Cottrell em um tempo menor, deslocando o início do efeito PLC para maiores temperaturas onde a difusividade e, consequentemente, a mobilidade atômica são maiores (REED-HILL, 1977). Este comportamento também foi verificado em outras classes de aços (TAHERI *et al.*, 1995; CALADO *et al.*, 2008a; GONZALEZ *et al.*, 2003)

Também foi verificado, figuras 5.4 a 5.12 que, para o aço considerado, no intervalo de temperaturas em que ocorreu o envelhecimento dinâmico, a capacidade de encruamento aumentou com a temperatura até determinado valor e, a partir daí, diminuiu com o aumento da mesma. Esse efeito novamente foi mais intenso para as menores taxas de deformação, pois para essas menores taxas os efeitos do envelhecimento dinâmico são mais intensos. Com relação ao aumento da capacidade de encruamento com a temperatura até determinado valor, pode-se afirmar que o mesmo é devido à grande quantidade de novas deslocações que são geradas e estas, por sua vez, interagem com as deslocações que foram bloqueadas pelos átomos intersticiais, dificultando a deformação plástica (GÜNDÜZ e ACARER, 2006).

De acordo com a figura 5.17, o limite de escoamento diminuiu de forma suave com a temperatura, mas com a elevação da mesma, formou-se uma espécie de platô. Nas temperaturas mais elevadas, o limite de escoamento diminuiu de forma mais acentuada. Não foi possível analisar, de forma clara, a influência da taxa de deformação no limite de escoamento devido à dispersão dos dados. Há pesquisadores que relatam uma tendência de deslocamento da temperatura de fim do patamar para maiores valores com o incremento da taxa de deformação (CALADO, 2008).

Na figura 5.21, observou-se que o limite de resistência sofreu uma redução pouco acentuada no intervalo de temperaturas inferiores àquelas onde se iniciou o efeito Portevin Le Chatelier para cada taxa de deformação. Porém, atingida a temperatura de início do referido efeito, o mesmo aumentou progressivamente até atingir um valor máximo e então caiu acentuadamente com o aumento da temperatura de ensaio. A temperatura na qual ocorreu o máximo aumentou com a taxa de deformação e a sua amplitude se tornou menor de acordo com outros estudos sobre envelhecimento dinâmico em aços (TAHERI *et al.*, 1995; CALADO *et al.*, 2008a; GONZALEZ *et al.*, 2003). Nas temperaturas de 25°C e 50°C,

o limite de resistência foi praticamente independente da taxa de deformação. Por outro lado, quando a temperatura de início do efeito Portevin Le Chatelier foi atingida, a dependência da tensão σ com a taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ se tornou inversa em relação à que seria esperada, caso não ocorresse envelhecimento dinâmico, ou seja, ao invés de se tornar maior com o aumento da taxa de deformação, o limite de resistência se tornou menor, ou seja, o coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação se tornou negativo (REED-HILL, 1977). Esse fato é devido a um menor tempo de espera das deslocações, o que dificulta a formação das atmosferas de Cottrell. A altas temperaturas, verificou-se que, aumentando-se a taxa de deformação, aumentou-se o limite de resistência, pois em temperaturas elevadas a ativação térmica se torna um importante mecanismo, uma vez que, dessa forma, fica mais fácil para as deslocações vencerem os obstáculos. Sendo assim, nas temperaturas superiores àquelas nas quais se verifica os efeitos do envelhecimento dinâmico, o coeficiente de sensibilidade da tensão à velocidade de deformação se torna positivo (DIETER, 1981). Nas temperaturas mais elevadas, a queda acentuada do limite de resistência pode estar relacionada ao revenimento do segundo constituinte (ANIJDAN e VAHDANI, 2005; EKRAMI, 2005; AKBARPOUR e EKRAMI, 2008b).

Também foi observado que a tensão de fluxo plástico a 5% de deformação sofreu uma redução pouco acentuada no intervalo de temperaturas inferiores àquelas onde se iniciou o efeito Portevin Le Chatelier para cada taxa de deformação. Porém, assim como foi verificado na variação do limite de resistência com a temperatura e taxa de deformação, atingida a temperatura de início do efeito PLC, o mesmo aumentou progressivamente até atingir um valor máximo e, então, caiu acentuadamente com o aumento da temperatura de ensaio. A temperatura na qual ocorreu o máximo aumentou com a taxa de deformação e a sua amplitude se tornou menor.

Analisando-se a figura 5.33, observa-se que entre 25 °C e 50 °C, o alongamento total sofreu um aumento, com exceção para as taxas de 10^{-1} s^{-1} e 5×10^{-6} s^{-1}. A partir daí, o alongamento total decresceu continuamente com o aumento da temperatura de ensaio, passando por um valor mínimo compreendido aproximadamente entre 200 °C e 450 °C. Continuando o aumento da temperatura, o alongamento total voltou a crescer até 600 °C. As temperaturas em que ocorreram os mínimos foram deslocadas para maiores valores

com o aumento da taxa de deformação, sendo que a amplitude desses mínimos apresentaram comportamento inverso, ou seja, tiveram seus valores reduzidos quando a taxa de deformação foi aumentada. A faixa de temperaturas na qual foram verificados esses mínimos é condizente com outros trabalhos, envolvendo aços *Dual Phase* (AKBARPOUR e EKRAMI, 2008b; FARNOUSH *et al.*, 2012).

Na figura 5.29, pode-se notar que, inicialmente, houve queda nos valores do expoente de encruamento e, a seguir, com o aumento da temperatura, os valores desse parâmetro aumentaram até atingir um máximo e, seguidamente, diminuiram com o aumento da temperatura. A temperatura na qual ocorreu o máximo aumentou com a taxa de deformação e a sua amplitude se tornou menor, isto é, o maior valor do máximo do expoente de encruamento foi atingido na temperatura de 250 °C, aproximadamente, a uma taxa de deformação de 5×10^{-6} s^{-1}. O menor valor do máximo foi verificado a 400 °C, aproximadamente, a uma taxa de deformação de 10^{-1} s^{-1}.

Os aspectos fenomenológicos do envelhecimento dinâmico apresentados, isto é, presença do efeito Portevin Le Chatelier nas curvas tensão *versus* deformação, máximos nas curvas de variação da tensão de fluxo plástico, do limite de resistência e do expoente de encruamento com a temperatura, mínimos nas curvas de variação do alongamento total bem como deslocamento desses máximos e mínimos para valores mais elevados de temperatura, quando se aumenta a taxa de deformação, indicam que os aços *Dual Phase* se comportam de maneira semelhante aos aços baixo teor de carbono, ligados ou não e aços perlíticos no que concerne ao envelhecimento dinâmico (TAHERI *et al.*, 1995; CALADO *et al.*, 2008a; GONZALEZ *et al.*, 2003).

É importante notar que, no que concerne aos aspectos fenomenológicos, não é possível notar qualquer efeito na evolução do comportamento mecânico do aço com a temperatura que seja diferente das manifestações clássicas do envelhecimento dinâmico.

6.4 Cinética do Processo

As energias de ativação relacionadas ao início e término dos efeitos do envelhecimento dinâmico podem ser determinadas, uma vez que o fenômeno de envelhecimento dinâmico é um processo termicamente ativado, sendo, portanto, dependente da temperatura e da taxa de deformação. Dessa forma, é comum se realizar o estudo da cinética de envelhecimento dinâmico, fazendo uma relação entre a temperatura para o início do efeito Portevin Le Chatelier e a temperatura de máximo nas curvas de tensão de fluxo plástico com a taxa de deformação correspondente. Sendo assim, as energias de ativação, associadas ao aparecimento do efeito Portevin Le Chatelier e ao máximo na curva de variação da tensão de fluxo plástico a 5% de deformação com a temperatura, podem ser obtidas a partir das temperaturas nas quais se verificam o início dos serrilhados e o máximo na tensão de fluxo com a taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, correspondente. A relação entre essas grandezas é estabelecida pela equação 3.21.

A figura 6.1 mostra a variação de $ln(\dot{\epsilon} \cdot T)$ com o inverso da temperatura de início do efeito Portevin Le Chatelier. A inclinação da reta obtida é numericamente igual a $-Q/R$. Foi determinado para o início do efeito Portevin Le Chatelier um valor de energia de ativação aparente igual a $87,7 \pm 5$ kJ/mol.

Os valores de energia de ativação aparente para o início do efeito Portevin Le Chatelier em aços baixo carbono situam-se na faixa de 79,5 a 84,1 kJ/mol (TAHERI *et al.*, 1995; KEH *et al.*, 1968) e são muito próximos dos valores de energia de ativação para a difusão do N e C na ferrita, respectivamente, 76 e 84,1 kJ/mol. Assim o valor obtido é compatível com o valor da energia de ativação para a difusão do carbono na ferrita e está de bom acordo com os valores normalmente encontrados na literatura.

A figura 6.2 apresenta a variação de $ln(\dot{\epsilon} \cdot T)$ *versus* o inverso da temperatura para o máximo na tensão de fluxo plástico a 5% de deformação. O valor da energia de ativação calculada através da reta obtida foi de 168 ± 8 kJ/mol.

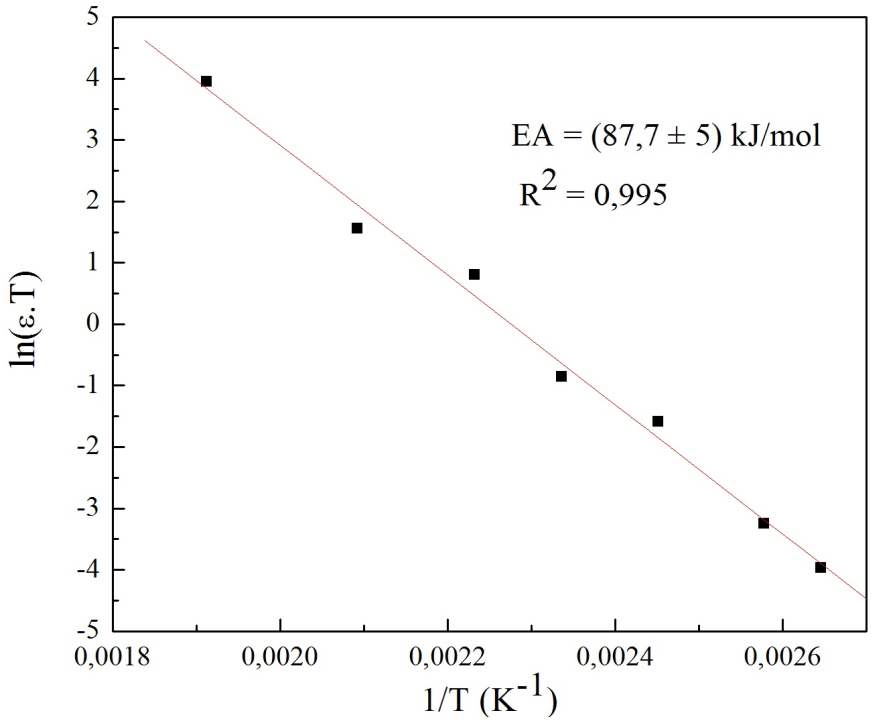

Figura 6.1: Variação de $ln(\dot{\epsilon} \cdot T)$ com o inverso da temperatura absoluta para o início do efeito Portevin Le Chatelier.

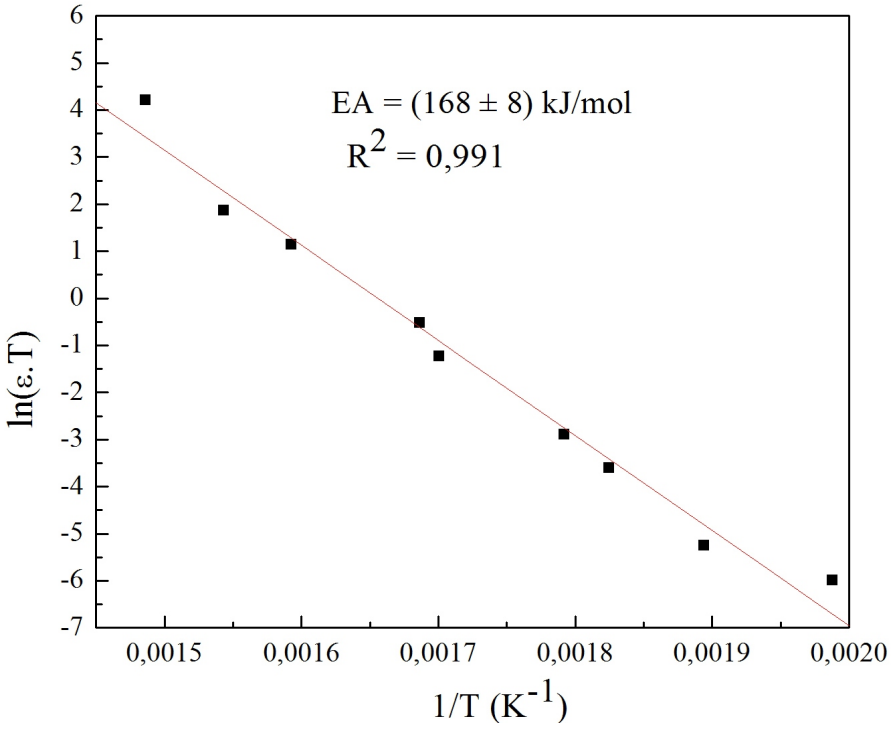

Figura 6.2: Variação de $ln(\dot{\epsilon} \cdot T)$ com o inverso da temperatura absoluta para para o máximo da variação da tensão de fluxo plástico com a temperatura.

O valor de energia de ativação encontrado para o máximo da tensão de fluxo plástico é equivalente à soma da energia de ativação para a difusão do átomo de soluto, responsável pelo ancoramento das deslocações, com a energia de interação soluto-deslocação. Esta afirmação fundamenta-se na hipótese de que, neste estágio, as deslocações se movem, arrastando as atmosferas de soluto (KEH *et al.*, 1968).

Valores típicos de energia de ativação aparente associados ao término dos serrilhados são 127,6 kJ/mol (KEH *et al.*, 1968) e 134 kJ/mol (TAHERI *et al.*, 1995), enquanto que aqueles relacionados ao máximo na tensão de fluxo plástico estão na faixa de 127,6 a 156,1 kJ/mol (KEH *et al.*, 1968). Os menores valores para a energia de ativação aparente, relacionadas ao término do efeito PLC e à presença de máximo na tensão de fluxo plástico são atribuídos ao ancoramento das deslocações por átomos de nitrogênio, ao passo que os valores mais elevados estão associados ao ancoramento das deslocações por átomos de carbono. Valores intermediários de energia de ativação aparentes refletem o efeito combinado de N e C.

Assim, considerando os valores mínimos de energia de ativação, a energia de interação nitrogênio-deslocação na ferrita pode ser estimada, enquanto que a energia de interação carbono-deslocação pode ser avaliada, utilizando os valores máximos de energia de ativação. Para o N, a energia de interação com as deslocações seria então $(127,6 - 79,5)$ kJ/mol, ou seja, 48,1 kJ/mol (0,50 eV). Para os átomos de C, o valor é $(156,1 - 84,1)$ kJ/mol, isto é, 72,0 kJ/mol (0,75 eV). Estes valores estão de bom acordo com os valores de energia de interação intersticial/deslocação na ferrita, 0,47 eV para o N, de acordo com PETARRA e BESHERS (1967) e 0,75 eV para o C, segundo COCHARDT *et al.* (1955). Para o máximo na variação da tensão de fluxo plástico a 5% de deformação com a temperatura, o valor de energia de ativação obtido, 168 kJ/mol é próximo aos valores reportados na literatura para aços carbono, 127,6kJ/mol a 156,1kJ/mol.

O resultado, obtido para o início do efeito PLC, sugere a interpretação do fenômeno controlador do processo em termos de ancoramento das deslocações na ferrita por átomos de carbono. Ressalta-se que, para um processo controlado pela difusão do carbono na ferrita, para a formação de atmosferas nas deslocações, seria esperado um valor de energia de ativação entre 76 kJ/mol e 84,1 kJ/mol (GONZALEZ *et al.*, 2003).

Com relação ao máximo na tensão de fluxo, o valor (168 ± 8) kJ/mol corresponde, aproximadamente, à soma da energia de ativação para a difusão do carbono na ferrita, 84,1 kJ/mol (KEH *et al.*, 1968), com a parcela correspondente à energia de interação carbono-deslocação, 72 kJ/mol (COCHARDT *et al.*, 1955), que resulta em 156,1 kJ/mol.

Portanto os valores das energias de ativação aparentes para o início do efeito Portevin Le Chatelier e para o máximo na tensão de fluxo plástico sugerem que, diferentemente do envelhecimento após deformação no aço Dual Phase, o envelhecimento dinâmico nesse aço não está associado à formação de clusters e/ou carbonetos de transição na ferrita ou precipitação de carbonetos η/ϵ na martensita.

6.5 Subestrutura de Deslocações

As imagens, obtidas por microscopia eletrônica de transmissão, mostram mudanças nas subestruturas de deslocações à medida que a temperatura de ensaio aumenta. Essas mudanças estão em sintonia com o modelo proposto por HONG [1986] e a discussão a respeito dessas disposições das deslocações terá como suporte a figura 3.12.

A figura 5.34, referente à amostra não deformada, em que se observa maior densidade de deslocações na interface ferrita/martensita, vem suportar o que já foi anteriormente afirmado, ítem 6.2, ou seja, há expansão volumétrica, resultante da transformação austentita/martensita e como resultado são geradas deslocações na região da ferrita imediatamente vizinha às partículas de martensita/bainita. Outros pesquisadores também evidenciaram esse aumento de densidade de deslocações em seus trabalhos (WANG *et al.*, 1989; LlEWELLYN e HILLIS, 1996; TIMOKHINA *et al.*, 2010; PERELOMA *et al.*, 2008).

Na amostra deformada à temperatura ambiente, figura 5.35, a maior densidade de deslocações nos grãos ferríticos, em relação à amostra não deformada, pode ser explicada pela geração de deslocações quando se deformou plasticamente o material . Continuando-se a deformação, as deslocações movem-se em seus sistemas de escorregamento, havendo interações entre esses sistemas e eventuais obstáculos que podem bloquear o movimento das mesmas. Este bloqueio e a geração de novas deslocações continuam até o estágio em que

algumas deslocações bloqueadas são capazes de evitar os obstáculos através de deslizamento cruzado (NABARRO, 1989). A distribuição uniforme de deslocações no material deformado à temperatura ambiente é também confirmada por HONG (1986).

O padrão de deslocações apresentado pela amostra deformada a 200 °C, figura 5.36, está de acordo com o padrão previsto na seção 3.2.3. Neste caso, para esta temperatura em questão, considerada a taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, a região a ser considerada na figura 3.12 é a região I, em que o agrupamento de deslocações em regiões bem definidas da amostra é o resultado do decréscimo da velocidade das deslocações, em relação à velocidade média, ao percorrer uma região cujo campo de tensões internas é de elevada intensidade e que, consequentemente, acarretou aumento da intensidade da tensão de atrito, gerada pelas atmosferas de Cottrell, pois, conforme já referenciado anteriormente, os efeitos do envelhecimento dinâmico são intensificados pela redução da taxa de deformação que determina a velocidade das deslocações (REED-HILL, 1977).

Para a amostra deformada a 300 °C, figura 5.37, a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}, as condições são aquelas impostas pela região II da figura 3.12, em que o aumento ou a diminuição da velocidade das deslocações em relação à velocidade média produz redução na tensão de atrito, gerada pelas atmosferas de Cottrell, isto é, se as deslocações se movem em uma região cujo campo de tensões é de baixa intensidade, o esperado é que haja aumento da velocidade em relação à média. Ocorrendo movimento das deslocações em uma região cujo campo de tensões é de elevada intensidade, em que ocorre queda de velocidade das deslocações em relação à média, haverá um incremento nesse valor de velocidade (o que não se verifica na região I). Essa afirmação explica a diferença entre as distribuições de deslocações verificadas nas amostras deformadas a 200°C e 300°C, embora o aspecto apresentado pelas imagens de ambas apresentem deslocações em arranjos alongados. Porém, a 300°C (figura 5.37), esses arranjos se apresentam menos densos.

A 350 °C, figura 5.38, a mobilidade atômica dos intersticiais é maior que a 200 °C e também a 300 °C e, dessa forma, a concentração de átomos junto às deslocações, formando atmosferas de Cottrell é superior, acarretando a geração de novas deslocações. Esse aumento da densidade de deslocações explica o aumento na capacidade de encruamento, figura 5.29, uma vez que a densidade total de deslocações, ρ, é relacionada à tensão de

fluxo plástico, σ, pela equação 3.8 (JOHNSTON, 1959).

Um aumento na densidade de deslocações igualmente explica o máximo encontrado, a 350 °C, na variação do limite de resistência e na variação da tensão de fluxo plástico em função da temperatura, figuras 5.21 e 5.25, na região de envelhecimento dinâmico. Essa elevada densidade de deslocações na temperatura em que os efeitos do envelhecimento dinâmico são mais evidentes, também foi observado nos aços baixo carbono (BRINDLEY e BARNBY, 1966). A figura 5.39 permite uma melhor visualização desse aumento da densidade de deslocações em relação às amostras deformadas a 200°C e 300 °C (figuras 5.36 e 5.37).

No caso da amostra deformada a 400 °C, região III da figura 3.12, as deslocações se movem a uma velocidade que é a média das velocidades das deslocações, $\overline{v}$, independente da intensidade do campo de tensões da região onde se movimentam, pois um aumento de velocidade ocasiona aumento da intensidade da tensão de atrito, o que resulta em queda de velocidade até o valor médio e, havendo redução de velocidade, ter-se-á queda na intensidade da tensão de atrito, o que produz aumento na velocidade até o valor médio. Isso significa que a probabilidade de se encontrar deslocações em uma região cujo campo é de elevada tensão interna é a mesma para uma região cujo campo de tensões é de baixa intensidade (HONG, 1986). Dessa forma, não há formação de agrupamentos de deslocações em regiões definidas da amostra, conforme se observa a 200 °C e 300 °C (figuras 5.36 e 5.37).

Ao contrário do que foi verificado para o caso do envelhecimento após deformação em aços *Dual Phase* (MURARI, 2009), em que se verificou a existência de dois estágios de envelhecimento, em que os parâmetros cinéticos obtidos para o primeiro estágio sugerem a interpretação do fenômeno controlador do processo em termos de ancoramento das deslocações na ferrita devido à formação de *clusters* e/ou carbonetos de transição, como o carboneto ϵ, enquanto que, para o segundo estágio, os parâmetros cinéticos indicam a interpretação do fenômeno em termos de precipitação de carbonetos de transição, carboneto ϵ e/ou carboneto η, durante o revenimento da martensita, todas as imagens de microscopia eletrônica de transmissão obtidas, mostradas no capítulo 5, não indicaram a ocorrência de formação de carbonetos de transição ou precipitação na martensita, durante a deformação

nas temperaturas em que foram observados os efeitos de envelhecimento dinâmico.

Os valores de energia de ativação obtidos para o início do efeito Portevin Le Chatelier e para o máximo na variação da tensão de fluxo plástico com a temperatura, em consonância com as análises de microscopia eletrônica de transmissão, dão suporte à afirmação de que o mecanismo controlador do envelhecimento dinâmico em aços *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência é, unicamente, o ancoramento das deslocações na ferrita por átomos de carbono.

Capítulo 7

Conclusões

Os resultados obtidos neste estudo conduzem às seguintes conclusões:

1. O aço *Dual Phase* estudado apresentou todas as manifestações comumente relacionadas ao envelhecimento dinâmico: efeito Portevin Le Chatelier, máximo na variação do limite de resistência com a temperatura, máximo na variação da tensão de fluxo plástico com a temperatura, máximo na variação do expoente de encruamento com a temperatura e mínimo na variação do alongamento total com a temperatura. O envelhecimento dinâmico nesse aço é caracterizado por um único estágio e é semelhante, em todos os aspectos, ao envelhecimento dinâmico em aços ferríticos;

2. Os valores de energia de ativação determinados neste trabalho foram de 87,7 kJ/mol para o início do efeito PLC e 168 kJ/mol para o máximo na tensão de fluxo plástico a 5% de deformação. O primeiro valor é próximo daquele correspondente à energia de ativação para a difusão do carbono na ferrita, enquanto que o segundo corresponde, aproximadamente, à soma das energias de ativação para a difusão do carbono na ferrita com a energia de interação carbono-deslocação;

3. Para as temperaturas iniciais, nas quais os efeitos do envelhecimento dinâmico são notados, há uma tendência de aumento de velocidade das deslocações nas regiões nas quais o campo de tensões é de baixa intensidade, resultando na queda da tensão de atrito exercida pelas atmosferas de intersticiais. Ao contrário, há tendência de

queda de velocidade das deslocações nas regiões cujo campo de tensões é de elevada intensidade, o que promove aumento da referida tensão. Dessa forma, ocorre um agrupamento de deslocações nas regiões nas quais o campo de tensões é de elevada intensidade;

4. Com a elevação da temperatura, considerando a faixa de temperaturas na qual ocorre envelhecimento dinâmico, o padrão de distribuição das deslocações evolui de uma distribuição homogênea para uma subestrutura formada por arranjos alongados, culminando em uma subestrutura complexa na temperatura em que há o máximo na tensão de fluxo plástico. A partir desta temperatura, a distribuição das deslocações se mostra mais uniforme, pois as deslocações se movem a uma velocidade média independente da intensidade do campo de tensões;

5. As imagens obtidas não indicaram a ocorrência de formação de carbonetos de transição ou precipitação na martensita durante a deformação nas temperaturas em que foram observados os efeitos de envelhecimento dinâmico;

6. O envelhecimento dinâmico no aço *Dual Phase* de 600 MPa de limite de resistência ocorre unicamente pelo ancoramento das deslocações na ferrita por átomos de carbono, uma vez que os aspectos fenomenológicos, as energias de ativação aparentes obtidas e as análises via microscopia eletrônica de transmissão não indicam que há a formação de *clusters* e/ou carbonetos de transição ou precipitação na martensita durante a deformação nas temperaturas em que foram observados os efeitos de envelhecimento dinâmico.

Capítulo 8

Contribuições Originais e Relevância dos Resultados

Neste estudo, foi possível constatar que o fenômeno de envelhecimento dinâmico, que se verifica no aço Dual Phase de 600 MPa de limite de resistência, apresentou apenas 01 estágio de envelhecimento, diferentemente do foi verificado na pesquisa em envelhecimento após deformação nos aços Dual Phase de baixa resistência mecânica, laminados a frio e que apresentam dois estágios. Na realidade, em virtude da complexidade relativa da microestrutura dos aços *Dual Phase*, era normal em se pensar em mecanismos diferentes do que aquele verificado. Adicionalmente, conforme pode-se constatar na literatura, os mecanismos de envelhecimento, seja após deformação ou dinâmico, em algumas classes de aços já pesquisadas, como por exemplo os aços perlíticos, são os mesmos. Esse fato, já não foi verificado nesta pesquisa. Através dos resultados encontrados, foi possível obter informações que poderão contribuir para a melhoria das operações de deformação a quente que envolvem essa classe de aços. Do ponto de vista acadêmico, as determinações do mecanismo envolvido e da energia de ativação possibilitaram um avanço na pesquisa de envelhecimento dinâmico em aços *Dual Phase*.

Capítulo 9

Sugestões para Trabalhos Futuros

Recomenda-se, como uma forma de contribuição para trabalhos futuros, a determinação dos teores de carbono e nitrogênio em solução sólida, por atrito interno, visando o melhor entendimento do mecanismo envolvido no único estágio de envelhecimento comprovado neste trabalho.

Sugere-se a realização de estudos, visando a identificação dos efeitos das frações dos constituintes martensita e bainita na intensidade do fenômeno de envelhecimento dinâmico, principalmente na frequência e amplitude do efeito Portevin Le Chatelier.

Recomenda-se, também, a realização de estudos que verifiquem a influência do envelhecimento dinâmico na estampagem de aços *Dual Phase*.

Por fim, recomenda-se o mesmo estudo apresentado neste trabalho em outras classes de aços de alta resistência, com o objetivo de se determinar os parâmetros cinéticos que controlam o fenômeno, bem como a sua influência em operações de conformação nas quais a taxa de deformação e temperatura favoreçam a manifestação dos efeitos do envelhecimento dinâmico.

Bibliografia

A370-10 (2011). AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. Norma técnica, Philadelphia.

ABE, M. (September 2003). *Strengthening Mechanism in Cold-Rolled Steels, Solid Solution, Precipitation and Fine Grain Hardening.* Futtsu.

AKBARPOUR, M. R. ; EKRAMI, A. (February 2008b). Effect of Temperature on Flow and Work Hardening Behavior of High Bainite Dual Phase (HBDP) Steels. *Materials Science and Engineering A*, 475:293–298.

AKBARPOUR, M. R. ; EKRAMI, A. (March 2008a). Effect of Ferrite Volume Fraction on Work Hardening Behavior of High Bainite Dual Phase (DP) Steels. *Materials Science and Engineering A*, 477:306–310.

ANIJDAN, S. H. M. ; VAHDANI, H. (March 2005). Room-temperature Mechanical Properties of Dual-Phase Steels Deformed at High Temperatures. *Materials Letters*, 59:1828–1830.

BAIRD, J. D. (1972). Dynamic Strain Aging of Steel. *Metallurgical Reviews*, 16:1–18.

BAIRD, J. D. ; JAMIESON, A. (November 1972). Creep Strength of Some Synthesized Iron Alloys Containing Manganese, Molybdenum, and Chromium. *Journal of The Iron and Steel Institute*, 210:847–856.

BERGSTRÖM, Y. (1970). A Dislocation Model for the Stress-Strain Behaviour of Polycrystalline α-Fe with Special Emphasis on the Variation of the Densities of Mobile and Immobile Dislocations. *Materials Science and Engineering*, 5:193–200.

BRINDLEY, B. J. ; BARNBY, J. T. (December 1966). Dynamic Strain Ageing in Mild Steel. *Acta Metallurgica*, 14:1765–1780.

BUONO, V. T. L.; ANDRADE, M. S. ; GONZALEZ, B. M. (May 1998). Kinetics of Strain Aging in Drawn Pearlitic Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29A:1415–1423.

CALADO, W. R. (2008). *Envelhecimento Dinâmico em um Aço Resistente ao Fogo com Substituição Parcial do Cu e Cr por P e Si* . Dissertação de Mestrado, UFMG - Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas - Departamento de Metalurgia.

CALADO, W. R.; CASTRO, C. S. B.; SANTOS, O. J.; BARBOSA, R. A. N. M. ; GONZALEZ, B. M. (November 2008b). Effects of Dynamic Strain Aging on High Temperature Mechanical Properties for a Structural Steel Containing Mo and Nb. *ISIJ International*, 48:1592–1595.

CALADO, W. R.; CASTRO, C. S. B.; SANTOS, O. J.; BARBOSA, R. A. N. M. ; GONZALEZ, B. M. (September 2008a). Effect of Finishing Rolling Temperature on Fire Resistance and Dynamic Strain Aging Behavior of a Structural Steel. *Journal of Materials Science*, 43:6005–6011.

COCHARDT, A. W.; SCHOECK, G. ; WIEDERSICH, H. (November 1955). Interaction Between Dislocations and Interstitial Atoms in Body-Centered Metals. *Acta Metallurgica*, 3:533–537.

COTTRELL, A. H. ; JASWON, M. A. (1949). Distribution of Solute Atoms Round a Slow Dislocation. *Proceedings of the Royal Society of London, Série A, Mathematical and Physical Sciences*, 199:104–114.

DEHGHANI, K. ; JONAS, J. J. (2000). Dynamic Bake Hardening of Interstitial-Free Steels. *Mettalurgical and Materials Transaction A*, 31:1375–1384.

DIETER, G. E. (Second Edition, 774p., 1981). *Mechanical Metallurgy*. Mc Graw-Hill Book Company.

E646-07, A. (2011). AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standart Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-Values) of Metallic Sheet Materials. Norma técnica, Philadelphia.

EKRAMI, A. (July 2005). High Temperature Mechanical Properties of Dual Phase Steels. *Materials Letters*, 59:2070–2074.

EKRAMI, A. ; BAHREHBARPOOR, M. (February 2005). High Temperature Behavior of Dual Phase Steels. *International Journal of Iron and Steel Society of Iran*, 02:30–35.

EVANS, D. G. ; BHATTACHARYA, R. (September 1972). Ageing Effects in Stabilised Prestressing Wire. *Wire Industry*, 39:766–770.

FARNOUSH, H.; FATMEHSARI, D. H. ; EKRAMI, A. (May 2012). The Effect of Prés-straining at Intermediate Temperatures on the Mechanical Behavior of High Bainite Dual Phase (HBDP) Steels. *Materials Science and Engineering A*, 543:224–230.

FORGAS, A. (2009). *Influência da Temperatura de Recozimento Intercrítico no Comportamento Mecânico de um Aço Bifásico Baixo Carbono*. Dissertação de Mestrado, Centro Universitàrio da FEI, Programa de Mestrado em Engenharia Mecânica - Departamento de Engenharia Mecânica.

GONZALEZ, B. M.; MARCHI, L. A.; FONSECA, E. J.; MODENESI, P. J. ; BUONO, V. T. L. (2003). Measurement of Dynamic Strain Aging in Pearlitic Steels by Tensile Test. *ISIJ International*, 43(3):428–432.

GÜNDÜZ, S. (July 2008). Static Strain Ageing Behaviour of Dual Phase Steels. *Materials Science and Engineering A*, 486:63–71.

GÜNDÜZ, S. (May 2002). Dynamic Strain Aging Effects in Niobium Microalloyed Steel. *Ironmaking and Steelmaking*, 29:341–346.

GÜNDÜZ, S. ; ACARER, M. (October 2006). The Effect of Heat Treatment on High Temperature Mechanical Properties of Microalloyed Medium Carbon Steel. *Materials and Design*, 27:1076–1085.

GÜNDÜZ, S. ; COCHRANE, R. C. (April 2003). Effect of Dynamic Strain Aging on Mechanical Properties of Vanadium Microalloyed Steel. *Materials Science and Technology*, 19:422–428.

GÜNDÜZ, S.; DEMIR, B. ; KAÇAR, R. (January 2008). Effect of Aging Temperature and Martensite by Volume on Strain Aging Behaviour of Dual Phase Steel. *Ironmaking & Steelmaking*, 35:63–68.

HAYAT, F. ; UZUN, H. (August 2011). Effect of Heat Treatment on Microstructure, Mechanical Properties and Fracture Behaviour of Ship and Dual Phase Steels. *Journal of iron and Steel Research, International*, 18:65–72.

HONG, S. I. (April 1986). Influence of Dynamic Strain Aging on the Dislocation Substructure in a Uniaxial Tension Test. *Materials Science and Engineering*, 79:1–7.

HUMPHREYS, A. O.; LIU, D. S.; TOROGHINEZHAD, M. R. ; JONAS, J. J. (2002). Effect of Chromium and Boron Additions on the Warm Rolling Behavior Of Low Carbon Steels. *ISIJ International*, 42 (Supplement):52–56.

HÜPER, T.; ENDO, S.; ISHIKAWA, N. ; OSAWA, K. (March 1999). Effect of Volume Fraction of Constituent Phases on the Stress-Strain of Dual Phase Steels. *ISIJ International*, 39:288–294.

IRIE, T.; SATOH, S.; HASHIGUCHI, K. ; TAKAHASHI, I. (1981). Metallurgical factors affecting of cold-rolled steel sheets. *ISIJ International*, 21:793–801.

JOHNSTON, W. G. (February 1959). Dislocation Velocities, Dislocation Densities, and Plastic Flow in Lithium Fluoride Crystals. *Journal of Applied Physics*, 30:129–144.

KEH, A.; NAKADAH, Y. ; LESLIE, W. C. (381 p., 1968). *Dislocation Dynamics*. Ed. by ROSENFIELD, G.T.; HAHN, A.L.; BEMENT, J.R.; JAFFEE, R.I. McGraw Hill.

KOHANDEHGHAN, A. R.; SADEGHI, A. R.; AKHGAR, J. M. ; SERAJZADEH, S. (February 2010). Investigation into Dynamic Strain Aging Behavior in High Carbon Steel. *Ironmaking and Steelmaking*, 37:155–160.

KOOHBOR, D. O. ; SERAJZADEH, I. M. A. (2010). Effect of Rolling Speed on the Occurrence of Strain Aging Durin and After Warm Rolling of Low Carbon Steel. *Journal of Material Science Letters*, 45:3405–3412.

LESLIE, W. C. (First Edition, 396p., 1982). *The Physical Metallurgy of Steels*. McGraw-Hill Book Company.

LIAN, J.; JIANG, Z. ; LIU, J. (October 1991). Theoretical Mode for the Tensile Work Hardening Behaviour of Dual-Phase Steel. *Materials Science and Engineering A*, 147:55–65.

LIU, D.; HUMPHREYS, A. O.; TOROGHINEZHAD, M. R. ; JONAS, J. J. (April 2002). The Deformation Microstructure and Recrystallization Behavior of Warm Rolled Steels. *ISIJ International*, 42:751–759.

LlEWELLYN, D. T. ; HILLIS, D. J. (Juny 1996). Dual Phase Steels. Review. *Ironmaking & Steelmaking*, 23:471–478.

LUCHT, O. A.; PEREIRA, J. F. B. ; PINHEIRO, A. S. (Dezembro 1998). Desenvolvimento de Aços *Dual Phase* nos Graus 590 e 980 Produzidos Via Recozimento Contínuo. Relatório Final de Estudo, Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas.

MELO, T. M. F. (Fevereiro 2008). Desenvolvimento de Técnicas de Análise Quantitativa de Fases em Aços Multiconstituídos Usando o Sistema Axiovision da U-IDP. Relatório Final de Estudo, Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas.

MEYER, M. D.; COOMAN, B. C. D. ; VANDERSCHUEREN, D. (February 2000). The Influence of Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels. *Iron & Steelmaker*, 27:55–63.

MURARI, F. D. (2009). *Cinética de Envelhecimento de Aços Dual Phase de Baixa Resistência Mecânica Laminados a Frio*. Tese de Doutorado, UFMG - Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas - Departamento de Metalurgia.

MURARI, F. D.; MELO, T. M. F. D. ; GONZALEZ, B. M. (March 2010). Kinetics of Strain Aging in Cold Rolled Low Strength Multiphase Steel. *ISIJ International*, 50:463–468.

MURARI, F. D.; PEREIRA, J. F. B.; MELO, T. M. F.; COSTA, F. S. ; BARRADO, F. S. (Julho 2004). Desenvolvimento de Aço *Dual Phase* da Classe 400/700 Laminado a Frio . Relatório Final de Estudo, Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas.

NABARRO, F. R. N. (Eighteenth Edition, Oxford: Clarendon, 821 p., 1967). *Theory of Crystal Dislocations*. International Series of Monographs on Physics.

NABARRO, F. R. N. (June 1989). Work Hardening and Dynamical Recovery of F.C.C. Metals in Multiple Glide. *Acta Metallurgica*, 37:1521–1546.

PENG, K.; QIAN, K. ; CHEN, W. (August 2004). Effect of Dynamic Strain Aging on High Temperature Properties of Austenitic Stainless Steel. *Materials Science and Engineering A*, 379:372–377.

PERELOMA, E. V.; RUSSELL, K. F.; MILLER, M. K. ; TIMOKHINA, I. B. (June 2008). Effect of Pre-straining and Bake Hardening on the Microstructure of Thermo-mechanically Processed CMnSi TRIP Steels With and Without Nb and Mo Additions. *Scripta Materialia*, 58:1078–1081.

PERELOMA, E. V.; TIMOKHINA, I. B.; JONAS, J. J. ; MILLER, M. K. (March 2007). Microstructural Characterization of Warm Rolled Cr-Containing Low Carbon Steel. *Scripta Materialia*, 56:521–524.

PERELOMA, E. V.; TIMOKHINA, I. B.; JONAS, J. J. ; MILLER, M. K. (October 2006). Fine-scale Microstructural Investigations of Warm Rolled Low-Carbon Steels With and Without Cr, P, and B Additions. *Acta Materialia*, 54:4539–4551.

PETARRA, D. P. ; BESHERS, D. N. (May 1967). Cold-Work Friction Peak in Iron. *Acta Metallurgica*, 15:791–800.

PORTER, A. D.; EASTERLING, K. E. ; SHERIF, M. Y. (Third Edition, 500p., 2008). *Phase Transformations in Metals and Alloys*. CRC Press.

QUEIROZ, R. R. U.; FONSECA, E. J.; BUONO, V. T. L.; ANDRADE, M. S.; SILVA, E. M. P. ; GONZALEZ, B. M. (June 1999). High Temperature Mechanical Behavior of a Drawn Pearlitic Steel. *Wire Journal International*, 32:76–81.

REED-HILL, R. E. (1977). On the Dynamics of Dislocation Pinning During Dynamic Strain Aging. *Reviews on the Deformation Behavior of Materials*, 2:217–242.

REED-HILL, R. E.; ABBASCHIAN, R. ; ABBASCHIAN, L. (Fourth Edition, 750 p., 2009). *Physical Metallurgy Principles*. Cengage Learning.

ROSINGER, H. E.; CRAIG, G. B. ; BRATINA, W. J. (February 1970). Contribution of Snoek Rearrangement to Strain Aging. *Materials Science and Engineering*, 5:163–169.

ROSSI, E. H. M. (2007). *Gefocuseerde ionenbundel: een manier om TEM-samples van hoge kwaliteit te bereiden*. Tese de doutorado, UNIVERSITEIT ANTWERPEN, Faculteit Wetenschappen. Departement Fysica. België.

SACHDEV, A. K. (October 1982). Dynamic Strain Aging of Various Steels. *Metallurgical Transactions A*, 13A:1793–1797.

SARWAR, M. ; PRIESTNER, R. (April 1996). Influence of Ferrite-Martensite Microstructural Morphology on Tensile Properties of Dual Phase Steel. *Journal of Materials Science*, 31:2091–2095.

SCHOECK, G. ; SEEGER, A. (July 1959). The Flow Stress of Iron and its Dependence on Impurities. *Acta Metallurgica*, 7:469–477.

SERAJZADEH, S. (April 2004). Modelling the Warm Rolling of a Low Carbon Steel. *Materials Science and Engineering A*, 371:318–323.

SHAHRIARY, M. S.; KOOHBOR, B.; AHADI, K.; EKRAMI, A.; KHAKIAN-QOMI, M. ; IZADYAR, T. (July 2012). The Effect of Dynamic strain Aging on Room Temperature Mechanical Properties of High Martensite Dual Phase (HMDP) Steel. *Materials Science and Engineering A*, 550:325–332.

SINGH, S. K.; MAHESH, K. ; GUPTA, A. K. (May 2010). Prediction of Mechanical Properties of Extra Deep Drawn Steel in Blue Brittle Region Using Artificial Neural Network. *Materials and Design*, 31:2228–2295.

SPEICH, G. R. (1990). Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. *ASM International, Metals Handbook*, 1:424–429.

STRUDEL, J. L. (Yravals, 3-14 Septembre 1979). *Effets sur les Propriétès Mecaniques des Interactions Dislocations Impuretés Mobiles*. Ecole d'Eté: Dislocations et Deformation Plastique.

SUGIMOTO, K.; KOBAYASHI, M. ; HASHIMOTO, S. (November 1992). Ductility and Strain-Induced Transformation in a High-Strength Transformation-Induced Plasticity-Aided Dual-Phase Steel. *Metallurgical Transactions A*, 23:3085–3091.

TAHERI, A. K.; MACCAGNO, T. M. ; JONAS, J. J. (December 1995). Dynamic Strain Aging and the Wire Drawing of Low Carbon Steel Rods. *ISIJ International*, 35:1532–1540.

THIRION, J. L.; HOURMAN, T. ; CORNETTE, D. (October 1998). Press Forming of Dual Phase High Strength Steels for Autobody Structural Members Parts. *Iron and Steel Society/AIME, 40 th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*, 36 (USA):35–51.

TIMOKHINA, I. B.; HODGSON, P. D. ; PERELOMA, E. V. (October 2007). Transmission Electron Microscopy Characterization of the Bake-Hardening Behavior of Transformation-Induced Plasticity and Dual-Phase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38A:2442–2454.

TIMOKHINA, I. B.; NOSENKOV, A. I.; HUMPHREYS, A. O.; JONAS, J. J. ; PERELOMA, E. V. (2004). Effect of Alloying Elements on the Microstructure and Texture of Warm Rolled Steels. *ISIJ International*, 44:717–724.

TIMOKHINA, I. B.; PERELOMA, E. V.; RINGER, S. P.; ZHENG, R. K. ; HODGSON, P. (April 2010). Characterization of the Bake-hardening Behavior of Transformation Induced Plasticity and Dual-phase Steels Using Advanced Analytical Techniques. *ISIJ International*, 50:574–582.

VANAJA, J.; LAHA, K.; SAM, S.; NANDAGOPAL, M.; SELVI, S. P.; MATHEW, M. D.; JAYAKUMAR, T. ; KUMAR, E. R. (May 2012). Influence of Strain Rate and Temperature on Tensile Properties and Flow Behaviour of a Reduced Activation Ferritic-Martensitic Steel. *Journal of Nuclear Materials*, 424:116–122.

WANG, H. D.; BERDIN, C.; MAZIÈRE, M.; FOREST, S.; PRIOUL, C.; PARROT, A. ; LE-DELLIOU, P. (June 2012). Experimental and Numerical Study of Dynamic Strain Ageing and its Relation to Ductile Fracture of a C-Mn Steel. *Materials Science and Engineering A*, 547:19–31.

WANG, Z. G.; SUN, Z. M. ; AI, S. H. (July 1989). Dislocation Structures Induced by Cyclic Deformation in Dual Phase Ferritic-Martensitic Microstructures. *Materials Science and Engineering A*, 58:259–265.

WATERSCHOOT, T.; DE, A. K.; S.VANDEPUTTE ; COOMAN, B. C. D. (March 2003). Static Strain Aging Phenomena in Cold-Rolled Dual-Phase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34:781–791.

WATERSCHOOT, T.; VERBEKEN, K. ; COOMAN, B. C. D. (February 2006). Tempering Kinetics of the Martensitic Phase in DP Steel. *ISIJ International*, 46:138–146.

WEIDIG, C.; ESPÍNDOLA, M.; RODRIGUES, P. C.; GONZALEZ, B. M. ; SPANGLER, M. (1995). Dynamic Strain Aging in Low Carbon Steel Rod. *Wire Journal International*, 31:82–85.

WOLFF, M. A. (2008). *Soldabilidade dos Aços Dual Phase 600 e 800 Via Processo de Soldagem a Pontos Média Frequência Corrente Contínua (MF DC) e Corrente Alternada (AC).* Dissertação de mestrado, UFU - Universidade Federal de Uberlândia, Brasil, Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica - Departamento de Engenharia Mecânica.

YI, H.; DU, L.; WANG, G. ; LIU, X. (March 2008). Strengthening Mechanism of a New 700 MPa Hot Rolled High Strength Steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 15:76–80.

ZIMMERMANN, A. J. O.; SANDIM, H. R. Z. ; PADILHA, A. F. (Abril-junho 2010). Os Novos Aços Inoxidáveis EUROFER Utilizados em Fusão Nuclear. *Rem: Revista Escola de Minas*, 63:287–292.

Anexo

Projeto das hastes para tração em corpos de prova de seção retangular, utilizados neste trabalho.