

**UNESP**  
**Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá**

**Guaratinguetá**  
**2011**

SANDRO LOMBARDO

ESTUDO DO ENVELHECIMENTO APÓS DEFORMAÇÃO EM UM  
AÇO COMPLEX PHASE

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla  
Co-Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá  
2011

Lombardo, Sandro  
L842e Estudo do envelhecimento após deformação em um aço complex phase / Sandro Lombardo – Guaratinguetá : [s.n], 2011.  
145 f. : il.  
Bibliografia: f. 131-143

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011.  
Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla  
Coorientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço I. Título

CDU 669.14(043)

**SANDRO LOMBARDO**

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA: MATERIAIS**

**APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO**



**Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira**  
Coordenador

**BANCA EXAMINADORA:**



**Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA**  
Orientador / Unesp



**Prof. Dr. TOMAZ-MANABU HASHIMOTO**  
Unesp-FEG



**Prof. Dr. MILTON SERGIO FERNANDES LIMA**  
IEAv/DCTA

*Julho de 2011*

**DADOS CURRICULARES**  
**SANDRO LOMBARDO**

NASCIMENTO	16/10/1974 – São Paulo / SP
FILIAÇÃO	Antonio Lombardo Ana Nilce Moreno
1992/1996	Curso Técnico em Mecânica Escola Técnica Liceu de Artes e Ofícios de São Paulo
2000/2005	Curso de Graduação Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá - Universidade Estadual Paulista

## DEDICATÓRIA

“Aos meus pais Ana e António, aos familiares, aos amigos e a todos que de alguma forma transformaram a minha vida.”

## **AGRADECIMENTOS**

Gostaria de agradecer:

Aos Professores Antonio Jorge Abdalla e Marcelo dos Santos Pereira pela orientação dedicada, pela total disponibilidade, pelos ensinamentos transmitidos e, sobretudo, pela amizade.

Ao Professor Tomaz Manabu Hashimoto pelo apoio e amizade.

A minha mãe Ana Nilce Moreno, pois sem sua força e lição de vida nunca poderia ter suportado os desafios, ao meu pai Antonio Lombardo por sempre me mostrar o caminho certo e aos irmãos Antonio, Katia e Caio Lombardo por ter me dado a leveza necessária nos momentos mais difíceis.

Aos grandes amigos Cristina Sayuri Fukugashi e Raysom Jerônimo Ribeiro Pereira pelas sugestões e discussões enriquecedoras.

Aos funcionários do Departamento de Materiais e Tecnologia, Humberto Lopes Rodrigues, Wilson Roberto Monteiro, Célio José de Souza, José Manuel Bernardes, Manuel Francisco dos Santos Filho e Domingos Hasmann Neto, pela amizade, paciência e colaboração.

Aos funcionários da Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço - I.A.E / D.C.T.A, Elizabeth Godoy Cezar Salgado pelo apoio e paciência.

E a todos que de alguma forma ajudaram a fazer deste trabalho algo de grande valor para mim.

Este trabalho contou com apoio da CAPES.



“Seria ingênuo supor que praticantes novos  
conseguirão eliminar todas as suas deficiências e  
desenvolver todas as qualidades positivas”

S.E. Chagdud Tulku Rinpoche

LOMBARDO, S. **Estudo do envelhecimento após deformação em um aço Complex Phase**. 2011. 143 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

## RESUMO

Os aços multifásicos *Complex Phase* são aços desenvolvidos para a indústria automobilística que ainda estão sendo utilizados de uma forma bem tímida. Estes aços podem ser usados na parte estrutural das portas, vigas, pilares B, perfis, reforço de estruturas, pára-choques, tetos, capôs e partes do chassi dos carros. O foco deste trabalho foi estudar o comportamento mecânico destes aços após deformação plástica, em diferentes temperaturas e tempos de envelhecimento. O método utilizado é semelhante ao aplicado atualmente pelas indústrias automobilísticas, durante o processo de pintura, chamado Endurecimento ao Forno (efeito *Bake Hardening*). O efeito visa melhorar a resistência mecânica e manter a conformabilidade, o baixo peso da estrutura e a resistência ao impacto, característicos deste tipo de aço, possibilitando a redução de espessura/peso sem perda da resistência à formação de mocha (*dent resistance*). Os parâmetros de temperatura e tempo utilizados foram baseados nos processos de envelhecimento conhecidos pelo mercado para os aços *Dual Phase* e TRIP (Plasticidade Induzida por Transformação) como base de informações, pois para os aços *Complex Phase* este processo é pouco estudado. Os ensaios foram executados no material como fornecido, e os parâmetros utilizados foram pré-deformação de  $2\% \pm 1$ , temperaturas de envelhecimento variando de 25 à 180°C e tempos que variaram de 300 à 9.000.000 segundos. Foram realizadas análises microestruturais e mecânicas dos corpos-de-prova a fim de definir a melhor condição de envelhecimento para o aço *Complex Phase*, através de ensaios de tração, dureza, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura observou-se o aumento da resistência para cerca de 890 MPa, sem significativa perda da ductibilidade. Avaliou-se, também, a lei cinética de envelhecimento visando a caracterização do fenômeno através da variação do valor *Bake Hardening* com o tempo e a temperatura de envelhecimento para a pré-deformação de 2% em tração. Pode-se concluir que os aços multifásicos *Complex*

*Phase* apresentaram as melhores condições para o efeito *Bake Hardening* na temperatura de 180°C (de acordo com as Normas e a literatura), pela melhoria de sua resistência, mantendo sua tenacidade, constatando a melhor condição para o processo de envelhecimento para a aplicação na indústria automobilística.

**PALAVRAS-CHAVE:** Aço Complex Phase, Aços Multifásicos, Bake Hardening, Envelhecimento, Análise Microestrutural.

LOMBARDO, S. **A study of aging after deformation in a Complex Phase steel.** 2011. 143 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

### **ABSTRACT**

The Complex Phase steels are developed for the automotive industry although are being timidly used. These steels could be used in the structural part such as doors, beams, B columns, profiles, stringers, bumpers, roofs, hoods and other body parts. The focus of this work was to study the mechanical behavior of these steels after plastic deformation at different temperatures and aging times. The used method is similar to that currently applied by the automobile during painting, called the Bake Hardening. The aim is to improve the mechanical strength, maintaining the formability, low weight of the structure and impact strength, typical of this kind of steel, allowing the reduction in thickness / weight loss without losing dent resistance. The temperature and time parameters used were based on the aging processes known for Dual Phase and TRIP (Transformation Induced Plasticity) steels since information for the Complex Phase is not well reported. The tests were performed on the material as supplied, and the parameters used were pre-strain of  $2\% \pm 1$ , aging temperatures ranging from 25 to 180 °C for periods ranging from 300 to 9.000.000 seconds. Microstructure and mechanical properties of material were analyzed to define the best condition for the aging of Complex Phase Steel through tensile and hardness tests, optical microscopy and scanning electron microscopy was observed a increased resistance around 890 MPa without a significant loss of ductility. It was also studied the aging kinetics, aiming to characterize the phenomenon by varying the value Bake Hardening with time and temperature for pre-strain of 2% in tension. We can conclude that the multiphase steel Complex Phase presents the best condition for the Bake Hardening effect at 180 °C in accordance with the standards and the literature, this condition improves their resistance, keeps their tenacity, and suggests the best condition for the aging process in the automotive industry.

**KEYWORDS:** Complex Phase Steel, Multiphase Steels, Bake Hardening, Aging, Microstructural Analysis.

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1	Evolução do desenvolvimento dos aços (ARCELORMITTAL, 2010).....	25
FIGURA 1.2	Classificação dos aços desenvolvidos e em desenvolvimento através de suas propriedades mecânicas (adaptado de BHADSHIA, 2006).....	26
FIGURA 1.3	Aspectos metalúrgicos e mecânicos dos aços indicados pelos Projetos ULSAB e ULSAB-AVC (WORLDSTEEL, 2011).....	27
FIGURA 2.1.1	Flange para Assento em <i>Complex Phase</i> 600 (espessura: 1.5 mm).....	33
FIGURA 2.1.2	Barra da Porta em <i>Complex Phase</i> 1000 (espessura: 2 mm).....	34
FIGURA 2.1.3	Reforço da Cabine em <i>Complex Phase</i> 800 (espessura: 1.6 mm).....	34
FIGURA 2.1.4	(a) mostra a condição de equilíbrio em uma liga Fe-C, (b) Figura esquemática da curva T-T-T, Copaert (2008).....	35
FIGURA 2.1.5	Seção transversal de aço C = 0,09%, Mn = 1% e Nb = 0,03%, bifásico, ferrita (F) e martensita (M). Tamanho de grão ferrítico: 5 $\mu$ m. Ataque Nital. MEV, ES. Cortesia: ArcelomitorMittal Tubarão, ES, Brasil.....	35
FIGURA 2.2.1	Tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento.....	41
FIGURA 2.3.1	Processo “ <i>Bake Hardening</i> ”, cedido por Kawasaki Steels.....	48
FIGURA 2.3.2	Aumento do limite de escoamento durante deformação e envelhecimento (LIMA, 2005; ZRNÍK, 2006).....	49
FIGURA 2.4.1	Mecanismo de Transformação (BHADSHIA, 2006).....	50
FIGURA 2.4.2	Fases geradas pela decomposição da austenita (adaptação de BHADSHIA, 2006).....	51
FIGURA 2.4.3	Diagrama de Equilíbrio Ferro Carbono (adaptado de CALLISTER, 2007).....	53
FIGURA 2.4.1.1	Sistema de classificação para microestrutura bainítica (adaptado de KRAUS, 2005).....	55
FIGURA 2.4.2.1	Diagrama de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide, incluindo transformações austenita-à-perlita (A-P) e austenita-à-bainita (A-B) (CALLISTER, 2007; BOYER, 1977).....	57
FIGURA 2.4.2.2	Micrografia eletrônica de transmissão de réplica mostrando a estrutura da bainita (Metals Handbook, 1973).....	58

FIGURA 2.4.2.3	Esquemático diagrama TTT para (a) aço ao carbono comum com transformação da perlita e bainita sobreposição e (b) aço ligado com isolada transformação bainítica e incompleta transformação bainítica.....	59
FIGURA 2.4.3.1	O diagrama completo da transformação isotérmica de uma liga ferro-carbono eutetóide. Composição: A, austenita; B, bainita; M, martensita; P, perlita (CALLISTER, 2007).....	62
FIGURA 2.4.3.2	Diagrama de transformação isotérmica para uma liga de aço (tipo 4340): A, austenita; B, bainita; P, perlita, M, martensita; F, ferrite proeutetoide. (BOYER, 1977).....	63
FIGURA 2.4.4.1	RA presentes em um caso carburado componente [1]. Fotomicrografia cortesia de Alan Stone, Aston Metalúrgica Serviços (www.astonmet.com). Ataque Químico: Nital 2%. 1.000 ×.....	64
FIGURA 3.2.1	Corpo-de-prova para o efeito <i>Bake Hardening</i> .....	67
FIGURA 3.3.2.1	Rotas de Envelhecimento para a temperatura de 180°C.....	70
FIGURA 3.3.2.2	Rotas de Envelhecimento para a temperatura de 125°C.....	70
FIGURA 3.3.2.3	Rotas de Envelhecimento para a temperatura de 25°C.....	70
FIGURA 3.3.2.4	Forno Mufla Quimis vista frontal.....	71
FIGURA 3.3.2.5	Forno Mufla Quimis aberto em perspectiva.....	71
FIGURA 3.4.1	Componentes da máquina de tração utilizados.....	73
FIGURA 3.4.2	Posicionamento do CDP na máquina.....	73
FIGURA 3.5.1	Figura esquemática de um Microdurômetro.....	74
FIGURA 4.1.1	Ensaio de Pré-Deformação para a simulação de estamparia conforme Norma A1008/A1008M – 10 para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP18).....	78
FIGURA 4.1.2	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 2.100.000 segundos para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 1).....	79
FIGURA 4.1.3	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 3.000.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 40).....	80
FIGURA 4.1.4	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 4.800.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 42).....	81
FIGURA 4.1.5	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 6.000.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 49).....	82

FIGURA 4.1.6	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 9.000.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 52).....	83
FIGURA 4.1.7	Gráfico $\sigma_E$ , $\sigma_R$ e $\varepsilon$ em função do tempo para temperatura de 25°C.....	84
FIGURA 4.1.8	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 600s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 32).....	85
FIGURA 4.1.9	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 6.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 23).....	86
FIGURA 4.1.10	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 60.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 24).....	87
FIGURA 4.1.11	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 600.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 29).....	88
FIGURA 4.1.12	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 3.000.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 36).....	89
FIGURA 4.1.13	Gráfico $\sigma_E$ , $\sigma_R$ e $\varepsilon$ em função do tempo para temperatura de 125°C.....	90
FIGURA 4.1.14	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 300s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 6).....	91
FIGURA 4.1.15	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 1200s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 11).....	92
FIGURA 4.1.16	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 6.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 12).....	93
FIGURA 4.1.17	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 60.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 19).....	94
FIGURA 4.1.18	Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 600.000s para ensaio <i>Bake Hardening</i> . (CDP 16).....	95
FIGURA 4.1.19	Gráfico $\sigma_E$ , $\sigma_R$ e $\varepsilon$ em função do tempo para temperatura de 180°C.....	96
FIGURA 4.2.1	Gráfico para Valores de Microdureza Vickers (HV) do aço CPW 800 na temperatura de 125°C.....	97
FIGURA 4.2.2	Fotomicrografia da endentação do ensaio de dureza Vickers (HV) na temperatura de 125°C do aço <i>Complex Phase</i> .....	98
FIGURA 4.2.3	Gráfico para Valores de Microdureza Vickers (HV) do aço CPW 800 na temperatura de 180°C. ....	98



FIGURA 4.2.4	Fotomicrografia da endentação do ensaio de dureza Vickers (HV) na temperatura de 180°C do aço <i>Complex Phase</i> .....	99
FIGURA 4.2.5	Gráfico para Valores de Microdureza Vickers (HV) do aço CPW 800 na temperatura de 180°C. ....	100
FIGURA 4.2.6	Fotomicrografia da endentação do ensaio de dureza Vickers (HV) na temperatura de 180°C do aço <i>Complex Phase</i> .....	100
FIGURA 4.3.1	Linearização da fração envelhecida nas temperaturas de 25°C, 125°C e 180°C do valor BH2, tempo de envelhecimento em segundos.....	104
FIGURA 4.3.2	Variação de $\text{Ln}k_v$ ( $\text{s}^{-1}$ ) em função do inverso da temperatura absoluta ( $\text{K}^{-1}$ ).....	105
FIGURA 4.3.1.1	Ensaio de Envelhecimento a 25°C por 2.100.000s (CDP1). Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. B (bainita), M (martensita) e F (ferrita).....	106
FIGURA 4.3.1.2	Ensaio de Envelhecimento a 25°C. Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Por tempo de: (a) 3.000.000s (CDP39), (b) 4.800.000s (CDP42), 6.000.000s (CDP48) e 9.000.000s (CDP52).....	108
FIGURA 4.3.2.1	Ensaio de Envelhecimento a 125°C por 300s (CDP46). Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Alinhamento das fases duras mostrando o sentido de laminação. ....	109
FIGURA 4.3.2.2	Ensaio de Envelhecimento a 125°C. Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Por tempo de: (a) 600s (CDP31), (b) 6.000s (CDP23), 60.000s (CDP25), 600.000s (CDP27) e 3.000.000s (CDP36).....	110
FIGURA 4.3.3.1	Ensaio de Envelhecimento a 180°C por 300s (CDP6). Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Alinhamento das fases duras mostrando o sentido de laminação. ....	111
FIGURA 4.3.3.2	Ensaio de Envelhecimento a 180°C. Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Por tempo de: (a) 600s (CDP11), (b) 6.000s (CDP12), 60.000s (CDP20) e 600.000s (CDP17). ....	112
FIGURA 4.4.1.1	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 2.100.000s com aumento de 1000x.....	113
FIGURA 4.4.1.2	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do	

	CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 2.100.000s com aumento de 3000x. ....	113
FIGURA 4.4.1.3	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 2.100.000s com aumento de 5000x. B (bainita), M (martensita), F (ferrita) e A.R. (austenita retida). ....	114
FIGURA 4.4.1.4	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 4.800.000 s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. B (bainita), M (martensita), F (ferrita) e A.R. (austenita retida). ....	115
FIGURA 4.4.2.1	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 125°C com tempo de 300 s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. B (bainita), M (martensita), F (ferrita) e A.R. (austenita retida). ....	116
FIGURA 4.4.2.2	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 125°C com tempo de 60.000 s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. B (bainita) e A.R. (austenita retida).....	117
FIGURA 4.4.2.3	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 125°C com tempo de 300.000 s com aumento de: (a) 1000x e (b) 5000x. ....	118
FIGURA 4.4.3.1	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 180°C com tempo de 1.200s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. B (bainita), M (martensita), F (ferrita) e A.R. (austenita retida). ....	119
FIGURA 4.4.3.2	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 180°C com tempo: (a) de 600.000s com aumento de 3000x e (b) de 6.000s com aumento de 5000x.....	120
FIGURA 4.4.4.1	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 como fornecido com aumento de 1000x.....	121
FIGURA 4.4.4.2	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 como fornecido com aumento de 3000x. C. V. (coalecência de	

	vazios).....	121
FIGURA 4.4.4.3	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 como fornecido com aumento de 5000x.....	122
FIGURA 4.4.5.1	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 3.000.000s com aumento de 1000x.....	122
FIGURA 4.4.5.2	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 3.000.000s com aumento de 3000x. CL (clivagem). ....	123
FIGURA 4.4.5.3	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 3.000.000s com aumento de 5000x.....	124
FIGURA 4.4.6.1	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 125°C com tempo de 300s com aumento de: (a) de 1000x, (b) 3000x e (c) 5000x. ....	125
FIGURA 4.4.7.1	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 180°C com tempo de 1.200s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. M (martensita) e B (bainita).....	126
FIGURA 4.4.7.2	Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 180°C com tempo de 600.000s com aumento de: (a) 1000x, (b) 3000x e (c) 5000x.....	127

## LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1.1	Propriedades Mecânicas dos aços <i>Complex Phase</i> (adaptado de THYSSEN KRUPP STEEL, 2010).....	33
TABELA 2.4.1	Aços convencionais <i>HS, AHS e HM</i> (ZRNÍK, 2006).....	52
TABELA 2.4.1.1	Morfologia da bainita em aços de transformação isotérmica (adaptado de Kraus, 2005). ....	54
TABELA 3.1.1	Composição química do aço <i>Complex Phase CPW 800</i> (RENAULT DO BRASIL, 2009) .....	66
TABELA 3.2.1	Dimensões do corpo-de-prova para o ensaio de tração (mm).....	67
TABELA 3.3.2.1	Valores de tempo e temperatura de envelhecimento utilizados.....	69
TABELA 4.1.1	Propriedades Mecânicas para o Ensaio de Envelhecimento a 25°C.	84
TABELA 4.1.2	Propriedades Mecânicas do Ensaio de Envelhecimento a 125°C para Ruptura.....	89
TABELA 4.1.3	Propriedades Mecânicas do Ensaio de Envelhecimento a 180°C para Ruptura.....	95
TABELA 4.2.1	Valores de Microdureza Vickers (HV) no aço CPW 800 para Envelhecimento à 25°C.....	97
TABELA 4.2.2	Valores de Microdureza Vickers (HV) no aço CPW 800 para Envelhecimento à 125°C.....	98
TABELA 4.2.3	Valores de Microdureza Vickers (HV) no aço CPW 800 para Envelhecimento à 180°C.....	99
TABELA 4.3.1	Valores de Bake Hardening em função da Deformação para a temp. de 25°C.....	101
TABELA 4.3.2	Valores de Bake Hardening em função da Deformação para a temp. de 125°C.....	102
TABELA 4.3.3	Valores de Bake Hardening em função da Deformação para a temp. de 180°C.....	102
TABELA 4.3.4	Fração Envelhecida e linearização da mesma em função do Ln do Tempo para a temp. de 25°C.....	102
TABELA 4.3.5	Fração Envelhecida e linearização da mesma em função do Ln do Tempo para a temp. de 125°C.....	103
TABELA 4.3.6	Fração Envelhecida e linearização da mesma em função do Ln do Tempo para a temp. de 180°C.....	103
TABELA 4.3.7	Expoentes do tempo e constantes de velocidade.....	104
TABELA 4.3.8	Logaritmo neperiano de $k_v$ em função do inverso da temperatura ( $K^{-1}$ ) .....	104

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	- constante que define a intensidade da interação soluto-deslocação
AHSS	- Aços Avançados de Alta Resistência ( <i>Advanced High Strength Steel</i> )
ASM	- <i>American Society for Metals</i>
ASTM	- <i>American Society for Testing and Materials</i>
B	- Bainita
BH	- Aços Endurecíveis após pintura ( <i>Bake-Hardenable</i> )
BH <sub>2</sub>	- valor <i>BH</i> para uma pré-deformação de 2% em tração
BH <sub>2,t</sub>	- valor <i>BH</i> para uma pré-deformação em tração de 2% após um tempo <i>t</i> de envelhecimento a uma dada temperatura
BH <sub>2, max</sub>	- valor máximo obtido para o parâmetro <i>BH<sub>2, t</sub></i> para uma dada temperatura
CL	Clivagem
CMn	- Aços Carbono- Manganês ( <i>Carbon-Manganese</i> )
CP	- Aços de Fase Complexa ( <i>Complex Phase</i> )
CV	- Coalecência de Vazios
D	- coeficiente de difusão do intersticial na matriz
DP	- Aços Bifásicos ( <i>Dual-Phase</i> )
D.P.	- Desvio Padrão
F	- Ferrita
G	- energia livre
HSLA	- Alta resistência e baixa liga ( <i>High Strength Low Alloy</i> )
HSS	- Aços Convencionais de Alta Resistência ( <i>High Strength Steels</i> )
IF	- Aços livres de interstícios ( <i>Interstitial-free</i> )
IS	- Aços Isotrópicos ( <i>Isotropic</i> )
K	- Constante de Boltzmann
K <sub>0</sub>	- Constante
K <sub>v</sub>	- Constante de Velocidade de Envelhecimento
LE	- Limite de Escoamento
LE <sub>0</sub>	- Limite de Escoamento determinado antes do Envelhecimento

$LE_{max}$	- Limite de Escoamento Máximo atingido no Envelhecimento
$LE_t$	- Limite de Escoamento após um tempo $t$ de Envelhecimento
LR	- Limite de Resistência
$m$	- Expoente do Tempo
M	- Martensita
M/A	- Martensita/Austenita Retida
Mart	- Aços Martensíticos (Martensite)
Mild	- Aços Doces (Mild)
MnB	- Aços endurecíveis por Manganês e Boro (Hardenable Manganese Boro)
M/B	- Martensita e Bainita
R	- Constante Universal dos Gases
RA	- Austenita Retida
SF	- Aços Bainíticos (Stretch Flangeable)
$t$	- Tempo
T	- Temperatura
TRIP	- Transformação Plástica Induzida
TWIP	- <i>Twining-Induced Plasticity</i>
ULSAB	- <i>Ultra Light Steel Auto Body</i>
ULSAB-AVC	- <i>Ultralight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts</i>
W	- Fração de soluto segregada para as deslocções em um tempo $t$
Worldsteel	- <i>World Steel Association</i>
Y	- Fração Envelhecida
$\Delta H$	- Energia de Ativação

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>24</b>
1.1	Motivação.....	30
1.2	Objetivo .....	30
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>31</b>
2.1	Aços Complex Phase.....	31
2.2	Tratamento Térmico.....	41
2.2.1	Envelhecimento .....	41
2.2.2	Processo de envelhecimento .....	42
2.2.3	Cinética do Envelhecimento .....	43
2.3	Bake Hardening .....	47
2.4	Transformação Das Fases .....	49
2.4.1	Ferrita .....	53
2.4.2	Bainita .....	56
2.4.3	Martensita .....	61
2.4.4	Austenita Retida .....	64
<b>3</b>	<b>PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E METODOLOGIA .....</b>	<b>66</b>
3.1	Material .....	66
3.2	Amostra .....	67
3.3	Efeito <i>Bake Hardenig</i> .....	67
3.3.1	Ensaio de Pré-Deformação .....	68
3.3.2	Tratamento Térmico .....	68
3.3.3	Cinética de envelhecimento .....	71
3.4	Ensaio de Tração .....	72
3.5	Ensaio de Dureza .....	74
3.6	Caracterização Microestrutural .....	75

3.6.1	Metalografia .....	75
3.6.2	Ataques Químicos e Microscopia Óptica .....	75
3.6.3	Microscopia Eletrônica de Varredura .....	76
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>77</b>
4.1	Ensaio de Tração.....	77
4.2	Ensaio de Dureza.....	96
4.3	Cinética de Envelhecimento.....	101
4.3	Microscopia Óptica.....	106
4.3.1	Tratamento de envelhecimento a 25°C.....	106
4.3.2	Tratamento de envelhecimento a 125°C.....	109
4.3.3	Tratamento de envelhecimento a 180°C.....	111
4.4	Microscopia Eletrônica de Varredura.....	112
4.4.1	Análise da superfície polida para temperatura de envelhecimento de 25°C.....	112
4.4.2	Análise da superfície polida para temperatura de envelhecimento de 125°C.....	115
4.4.3	Análise da superfície polida para temperatura de envelhecimento de 180°C.....	118
4.4.4	Análise da superfície de fratura do aço como fornecido.....	120
4.4.5	Análise da superfície de fratura para temperatura de envelhecimento de 25°C.....	122
4.4.6	Análise da superfície de fratura para temperatura de envelhecimento de 125°C.....	124
4.4.7	Análise da superfície de fratura para temperatura de envelhecimento de 180°C.....	125
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>128</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>130</b>
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>131</b>
	<b>ANEXOS A.....</b>	<b>144</b>
	<b>ANEXOS B.....</b>	<b>145</b>



## 1 INTRODUÇÃO

Com o surgimento do primeiro carro a gasolina nos Estados Unidos da América em 1892, lançado por Henry Ford, a corrida pelo petróleo se iniciava com grande avidez devido a grande disponibilidade de seus derivados na Europa e Estados Unidos da América (MARRA, 2008).

Em 1915, registra-se o primeiro carro com sua parte estrutural toda feita de aço, devido ao aumento de potência dos motores, que levaram ao aumento de velocidade, gerou-se a necessidade de uma estrutura mais resistente.

Na década de 70, houve as duas grandes crises do petróleo (a primeira crise em 1973 e a segunda em 1979), gerando a necessidade de se consumir menos. Para isto, as medidas utilizadas para se otimizar o consumo no setor automobilístico foram: a redução de peso, por volta de 1980, concebendo-se carros produzidos com estruturas monobloco, aços mais conformáveis para produção de partes com formas mais complexas, assim como, partes consolidadas, buscando também novas concepções como aplicações de plástico e fibras na carroceria e estrutura dos carros (cerca de 4% do peso) (ARMCO, 2008; ABM, 2010).

Para fazer frente à concorrência dos materiais sucedâneos, a indústria siderúrgica mundial decidiu criar o Programa ULSAB – *Ultra Light Steel Auto Body*, considerada a maior e mais importante ação de pesquisa colaborativa de qualquer segmento industrial.

O programa é um estudo intensivo de múltiplas fases para demonstrar a capacidade de utilização do aço para reduzir substancialmente o peso da estrutura da carroceria de um veículo e, ao mesmo tempo, garantir a segurança com mais conforto e melhor desempenho de condução, tudo a preços acessíveis (ARCELORMITTAL, 2010; USIMINAS, 2010).

A redução de peso foi conseguida, principalmente, pela substituição do aço ao carbono tradicional pelos aços com propriedades mecânicas superiores. O desenvolvimento de um automóvel leve, seguro e eficiente quanto ao consumo de combustíveis foi possível mediante a utilização de novos tipos de aços, a serem aplicados na fabricação deste veículo do futuro, entre os quais estão os aços de alta-

resistência e os aços avançados de alta resistência (AMERICAN IRON AND STEEL INSTITUTE, 2010).

Foram discutidos projetos na reunião do IISI (*International Iron and Steel Institute*), realizada na cidade de Bruxelas na Bélgica em março do ano 2006, onde os participantes se propuseram a finalizar um dos projetos relacionados aos aços avançados de alta resistência, para ser divulgado para a indústria automobilística mundial, e um projeto de perspectivas do aço para veículos com combustíveis alternativos (célula elétrica, hidrogênio, dentre outros).

A utilização dos aços promovidos pelo Programa ULSAB-AVC (*Advanced Vehicle Concepts*) tem crescido desde 2002, dentre os quais, destaca-se a série *Dual Phase*. Porém o desafio continua com a complementação da série *Dual Phase* e o desenvolvimento dos aços TRIP e o *Complex Phase* (ARCELORMITTAL,2010).

Esta nova gama de aços possibilita redução de peso sem prejuízo da segurança, atingindo as exigências de redução de consumo de combustível e de emissão de CO<sub>2</sub>, além de ser 100% reciclável e de apresentar custos compatíveis, permitindo manter o aço como principal solução em materiais para a construção automotiva (ARCELORMITTAL,2010). Na Figura 1.1 é apresentada uma visão complementar de como se deu a evolução do desenvolvimento dos aços.

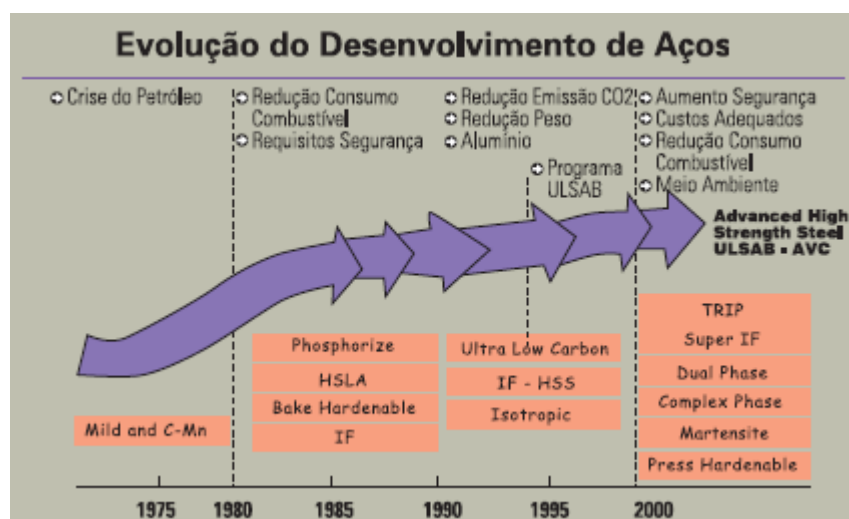


Figura 1.1: Evolução do desenvolvimento dos aços (ARCELORMETTAL,2010)

Aços avançados de alta resistência (*AHSS*) derivam de suas propriedades mecânicas superiores, devido à transformação de fases que resultam por combinar alta resistência com boa ductibilidade e conformabilidade assim como um aumento na Tenacidade (RUUKKI METALS, 2010).

Numerosos aços de alta resistência têm sido desenvolvidos nos últimos anos, como mostra a Figura 1.2. O mecanismo convencional para aumentar resistência nos aços como endurecimento por solução sólida ou endurecimento por precipitação (envelhecimento) são acompanhados por uma visível redução na conformabilidade (BHADESHIA, 2006).

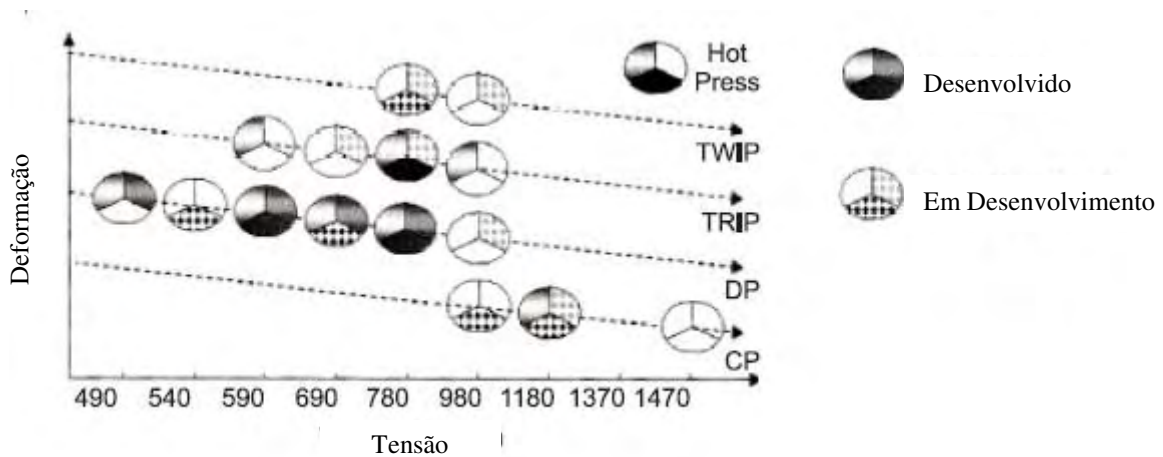


Figura 1.2 – Classificação dos aços desenvolvidos e em desenvolvimento através de suas propriedades mecânicas (adaptado de BHADESHIA, 2006)

Como menciona Sakar (2008), novas classes de aço que incluem DP (*Dual Phase*), a TRIP (*Plasticidade Induzida por Transformação*) e aços CP (*Complex Phase*), combinam alta resistência com alongamento adequado, e estão associados com microestruturas multifásicas complexas, ou seja, uma ótima combinação de várias fases, como a ferrita, martensita, bainita e austenita retida (ZMIK, 2006; INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE, 2006; SENUMA, 2001; MESPLONT, 2002), como pode ser observado na Figura 1.3, onde o nível de tensão x alongamento destes aços praticamente ocupam a mesma faixa (tensão entre 400 a 1000 MPa e alongamento entre 5 a 33%).

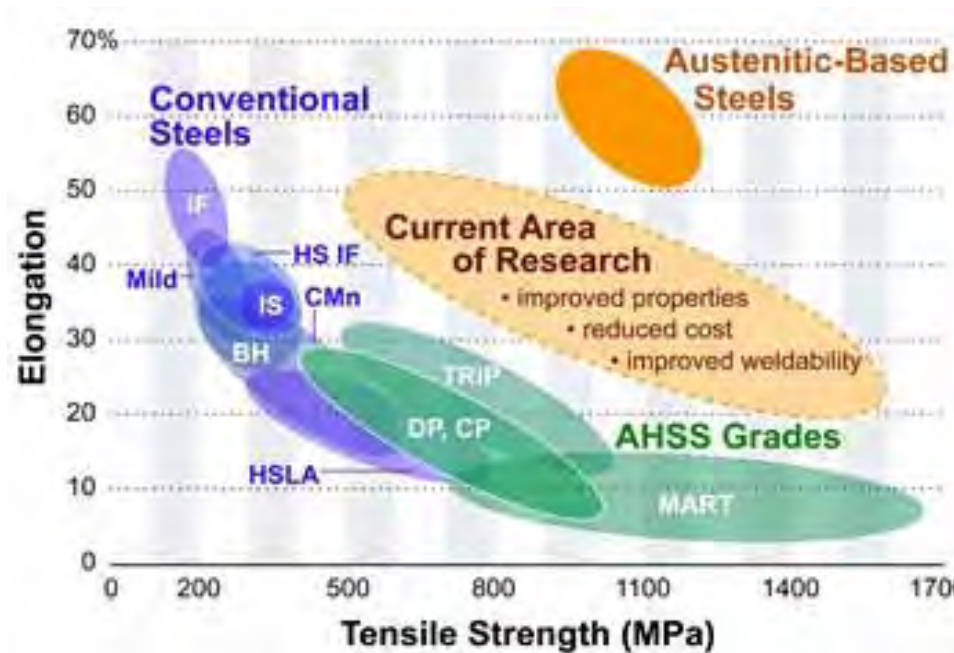


Figura 1.3 - Aspectos metalúrgicos e mecânicos dos aços indicados pelos Projetos ULSAB e ULSAB-AVC (WORLDSTEEL, 2011)

Entre todos os AHSS, o aço *Dual Phase* (DP) com microestrutura ferrítica-martensítica tem ganhado a mais ampla aplicação porque é relativamente fácil de ser produzido. Entretanto, a complexidade do processo é aumentada quando a bainita é parte importante da microestrutura final (RUUKKI, 2010).

Uma das características da classe de aço Dual Phase é a baixa relação entre o limite de escoamento / limite de resistência. Em particular, o nível de encruamento por deformação a frio é alto no começo da deformação, característica desejável para a conformação de chapas.

Os aços Complex Phase são aços tendo uma matriz contendo ferrita/bainita e outra fase, a martensita. O endurecimento por precipitação pode ser usado para melhorar a resistência. Nos aços com esta estrutura, a relação entre limite de escoamento / limite de resistência é significativamente mais alta do que o aço Dual Phase. Os aços CP são os mais indicados para aplicação que demandam alta resistência e boa conformação (JEONG, 1988).

Os aços TRIP, formalmente conhecido como "aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP", são materiais que contêm pequena fração volumétrica de austenita retida

em uma matriz de ferrita-bainita, e esta austenita retida melhora a ductilidade devido a transformação desta para martensita durante a deformação, melhorando simultaneamente a ductibilidade e a resistência, refletindo em ganho de tenacidade. Estes aços também concorrem com os aços *Complex Phase*. Os aços TRIP (Plasticidade Induzida por Transformação) são, portanto, de interesse para a indústria automotiva por causa de seu potencial de combinação de alta resistência e alta conformabilidade a um custo razoável.

Nos últimos anos, porém, a necessidade crescente de chapas de aço com baixo custo e alta conformabilidade tem motivado o estudo dos aços sobre a aplicação de chapas de aço laminada a quente de baixo custo para essas estruturas.

Anteriormente, a chapa de aço laminada a quente não era utilizada nas estruturas de reforço da cabine do automóvel, tendo em vista a sua baixa conformabilidade. Em particular, a chapa de aço laminada a quente, que é inferior em suas propriedades de superfície em relação a chapa de aço laminada a frio, é propícia para as estruturas interiores. Embora haja um aumento da utilização de chapas de aço laminadas a quente de alta resistência, com uma resistência à tração de 440-590MPa, como as estruturas resistentes ao choque na parte da frente do automóvel, este crescimento ainda é pequeno, sendo desejado um maior fortalecimento no uso de chapas de aço laminadas a quente de alta resistência (NOBUSUKE, 2006).

Os aços *Complex Phase* (CP) são um tipo único de aço bainítico de baixo carbono, freqüentemente caracterizada por uma microestrutura multifásica consistida de uma matriz ferrítica fina e uma significativa fração volumétrica de constituintes de maior dureza, tais como bainita, martensita e pequenas ilhas de austenita retida, e é reforçada por precipitados finos (INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE, 2006; BLECK, 2002; MESPLON, 2001; SARKAR, 2007). Além dos elementos de liga comuns, como o manganês (Mn) e silício (Si), aços CP têm pequenas quantidades de nióbio (Nb), titânio (Ti) ou vanádio (V) para aumentar a formação de precipitados finos. Estes elementos microligantes exercem um forte efeito de retardamento sobre a transformação da austenita para ferrita durante o resfriamento, levando à formação de bainita e martensita. A presença de uma significativa fração volumétrica de bainita em aços CP promove altos níveis de resistência (resistência a

tração de aproximadamente 800MPa ou mais) com adequado alongamento (alongamento total de aproximadamente 10-15%) (SHAW, 2002; SCHAEFFLER, 2004).

Em relação aos aços *DP*, os aços *CP* apresentam um alto limite de elasticidade para igual limite de resistência de 800MPa (PEREIRA, 2004). Utilização típica dos aços *CP* está na área de absorção de alta energia no corpo de um carro, como amortecedores e reforços pilar B (INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE, 2006; WORLD STEEL ASSOCIATION, 2011). Em geral, os aços *CP* são produzidos através de laminação a quente e resfriamento controlado.

A microestrutura final é produzida em uma laminadora, uma adequada taxa de resfriamento deve ser escolhida para se atingir a microestrutura desejada associada com a propriedade mecânica requerida. No entanto, foi proposta a fabricação dos aços *CP* laminados a frio, onde o aço laminado a frio sofre um recozimento intercrítico seguido de uma transformação isotérmico a uma temperatura superior à do início da temperatura de transformação martensita para controlar a reação bainítica (SARKAR, 2007; SHAW, 2002).

No próximo capítulo, será apresentada uma revisão sobre as microestruturas do aço Multifásico *Complex Phase* e sua relação com as propriedades mecânicas, após estudo do tratamento térmico de precipitação / envelhecimento. Também será analisada a sua microestrutura de forma quantitativa e qualitativa.

## 1.1 Motivação

A motivação deste trabalho se deu pelo grande potencial dos Aços *Complex Phase* em garantir, através do efeito *Bake Hardening*, um aumento significativo de sua resistência mecânica sem prejudicar sua capacidade de absorção ao choque. Hoje, automóveis como Porsche Cayenne/VW Touareg já utilizam os aços *Complex Phase* na estrutura do chassi do carro (reforço do assento), dando à estrutura a rigidez de que se necessitava para a prevenção de impactos laterais e também redução de peso. Através de um processo simples e economicamente viável as empresas automobilísticas conseguiram, através da cura da pintura de seus componentes, atingir níveis de resistência e alongamento desejados para as exigências de segurança e controle de peso, sendo este o mesmo processo que será implementado para os aços *Complex Phase*.

## 1.2 Objetivo

O objetivo deste trabalho é estudar, através das técnicas já existentes de endurecimento dos aços, faixas de temperatura para otimizar o processo de aumento de resistência através do envelhecimento após deformação plástica, melhorando assim as propriedades dos aços *Complex Phase*. Para isto foi utilizado o processo de envelhecimento após deformação chamado Efeito *Bake Hardening* muito utilizado hoje para aços *Bake Hardenables* (aços *Bake Hardening*, *Dual Phase*, *TRIP*, etc.) para aumentar a resistência do aço sem comprometer a tenacidade e suas propriedades mecânicas originais do material, comprovando sua viabilidade para o processo. Para tanto, este trabalho será baseado nas Normas ASTM A1008/A1008M – 10, e nos trabalhos já publicados para os aços *Dual Phase*, *TRIP* (*Transformation Induced Plasticity*), *Bake Hardening*, etc.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços Complex Phase

Aços Multifásicos denominados *Complex Phase (CP)* são aços de baixo teor de carbono, podendo ser laminados a quente ou a frio (THYSSEN KRUPP STEEL, 2010), possuem grãos extremamente refinados, com microestrutura contendo pequenas partes de martensita, austenita retida e perlita dentro de uma matriz de ferrita/bainita que é criado pela recristalização retardada durante o resfriamento e precipita a partir de elementos microligantes tipo Ti ou Nb (WORDAUTOSTEEL, 2010). Segundo Sakar (2008), os aços CP são um tipo único de aço bainítico de baixo carbono.

Os elementos de liga desempenham um papel importante na determinação da microestrutura, contribuindo para a resistência final do produto, no caso dos aços *Complex Phase* exerce um forte efeito de retardamento sobre a austenita para transformação ferrítica levando à formação de bainita e martensita (SAKAR, 2008). Diferentes tipos de microestruturas podem ser obtidas, através da mesma composição do aço. Por isso, é necessário controlar também a formação da microestrutura por meio de tratamentos térmicos apropriados (COOMAN, 2002).

Os aços *Complex Phase* possuem uma composição química com os seguintes teores em peso:

- Carbono menores que 0,12%;
- Manganês, menores que 2,20 %;
- Silício, menores que 0,80 %;
- Fósforo menores que 0,040%;
- Cromo e molibdênio menores que 1,00 %;
- Enxofre menores que 0,015 %: para conseguir uma boa conformabilidade a frio, o teor de enxofre é mantido baixo, definido numa fração favorável à formação de pequenas partículas pela adição de elementos de liga;
- Nióbio e titânio, menores que 0,15 %: o nióbio é adicionado nestes aços para aumentar a resistência, adquirida pelo endurecimento por precipitação (envelhecimento), assim como pelo refino do tamanho de grão, por efeito do arrasto de



soluto. A adição de nióbio melhora a microestrutura bainítica, aumentando a resistência e contribuindo para a precipitação de carbonitretos na ferrita com tamanho refinado devido a ação dos átomos de soluto em ligas de baixo carbono (JIA, 2009). O Titânio é utilizado para restringir o crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento da placa, bem como inibir o crescimento dos grãos austeníticos recristalizados durante a laminação a quente (GORNÍ, 2001).

- Alumínio em teores menores que 1,20%: é um poderoso desoxidante dos aços, combina com o nitrogênio, reduzindo sua suscetibilidade do aço ao envelhecimento pela deformação, em pequenas adições, impede o crescimento dos grãos dos aços, endurece a ferrita;

- Vanádio deve ter teores menores que 0,20% e o boro ser inferior a 0,005%: o vanádio em pequenas adições aumentam a dureza a quente e diminuem o tamanho do grão, do ponto de vista da formação de carbonetos, substitui o molibdênio na proporção de 1% de vanádio para 2% de molibdênio. O Boro aumenta a dureza, nos aços austeníticos, aumenta o limite elástico, porém, diminui a resistência à corrosão.

Suas propriedades mecânicas são caracterizadas por uma alta resistência, boa conformabilidade, alta absorção de energia e capacidade de deformação com um alongamento de aproximadamente 10%. Na Tabela 2.1.1 podemos ver as propriedades mecânicas do aço *Complex Phase*. A presença de uma significativa fração volumétrica de bainita nos aços *CP* promove um alto nível de resistência (limite de resistência à tração aproximadamente de 800 MPa) com adequado alongamento (aproximadamente 10 a 15% de alongamento total) (MESPLONT, 2003; SHAW, 2002).

Quando comparado com o aço *Dual Phase*, os aços *Complex Phase* apresentam um alto limite de resistência e alto limite de escoamento em torno de 800 MPa ou maior.

Tabela 2.1.1 – Propriedades Mecânicas dos aços *Complex Phase* (adaptado de THYSSEN KRUPP STEEL, 2010)

Tipos de Aço	L.E	L.E	L.R.	L.R.	Alongamento A <sub>5%</sub> min	Alongamento A <sub>80%</sub> max
	R <sub>e</sub> MPa min	R <sub>e</sub> MPa max	R <sub>e</sub> MPa min	R <sub>e</sub> MPa max		
CP-W* 800	680	830	800	980	---	10
CP-W* 1000	720	920	950	1130	---	10
CP-K** 60/78	600	700	780	940	---	10

\* Laminação a quente / \*\* Laminação a Frio

Aços *Complex-Phase* (CP) apresentam uma morfologia bastante peculiar de fases duras (martensita e bainita) e de menor dureza intercaladas, combinadas com precipitados finos e dispersos entre as fases.

A aplicação dos aços CP é favorecida pela sua alta capacidade de absorção de energia e resistência à fadiga, estas classes são particularmente adequadas para os componentes de segurança do automóvel (tais como pilares, vigas de impacto lateral e de pára-choque) exibindo boa resistência ao impacto, sendo apropriados também para componentes do sistema de suspensão (BHATTACHARYA, 2003). Nestes aços, com o aumento do limite de escoamento, a deformação plástica tende a diminuir, e a região de estrição torna-se menor. No entanto, em relação aos seus altos níveis de resistência à tração o aço *Complex Phase* mostra valores de alongamento elevados, o que indica boa conformabilidade para processos a frio (THYSSEN KRUPP STEEL, 2010). As Figuras 2.1.1, 2.1.2 e 2.1.3 mostram algumas aplicações do aço CP.



Figura 2.1.1 - Flange para Assento em *Complex Phase* 600 (espessura: 1.5 mm).

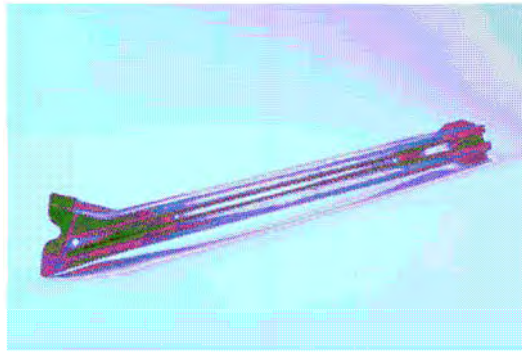


Figura 2.1.2 - Barra da Porta em *Complex Phase 1000* (espessura: 2 mm).



Figura 2.1.3 - Reforço da Cabine em *Complex Phase 800* (espessura: 1.6 mm).

Com tratamentos térmicos (envelhecimento) feitos a temperatura entre 500 à 700°C, a sua resistência pode atingir ganhos de resistência acima de 100 MPa (exemplo: 680 °C, seguindo um tempo de encharque de 0,7 min./ mm na espessura da chapa em banho de sal). Em adição, peças deste aço com comparáveis propriedades podem ser produzidas por conformação em faixas de temperatura de 550 à 650 °C. Depois do tratamento térmico, o efeito bake hardening em temperaturas de 170°C e tempo de encharque de 20 minutos, podem elevar seus valores acima de 30 MPa, em média, 70 MPa são obtidas com o *Complex Phase CP-W* (conformado a quente) (THYSSEN KRUPP STEEL, 2010).

No tratamento intercrítico dos aços Multifásicos forma-se austenita enriquecida em carbono, como mostra a Figura 2.1.4 (a). No resfriamento, a austenita se transforma, parcialmente, em martensita, dependendo da sua composição química, restando alguma austenita refinada, como mostrado esquematicamente na Figura 2.1.4 (b).

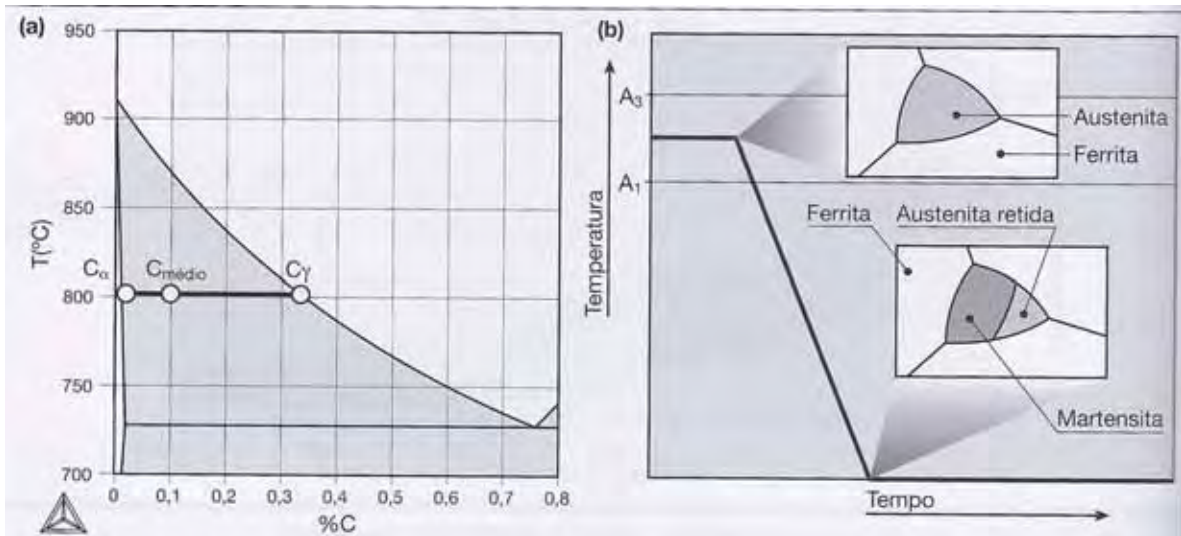


Figura 2.1.4 (a) mostra a condição de equilíbrio em uma liga Fe-C, (b) Figura esquemática da curva T-T, Copart (2008).

Como resultado dos tratamentos térmicos pode-se observar que a microestrutura é formada de uma matriz contínua de ferrita que garante a ductibilidade e conformabilidade. Mecanicamente tem seu reforço pelas “ilhas” de martensita e de MA (martensita-austenita) como mostra a Figura 2.1.5.

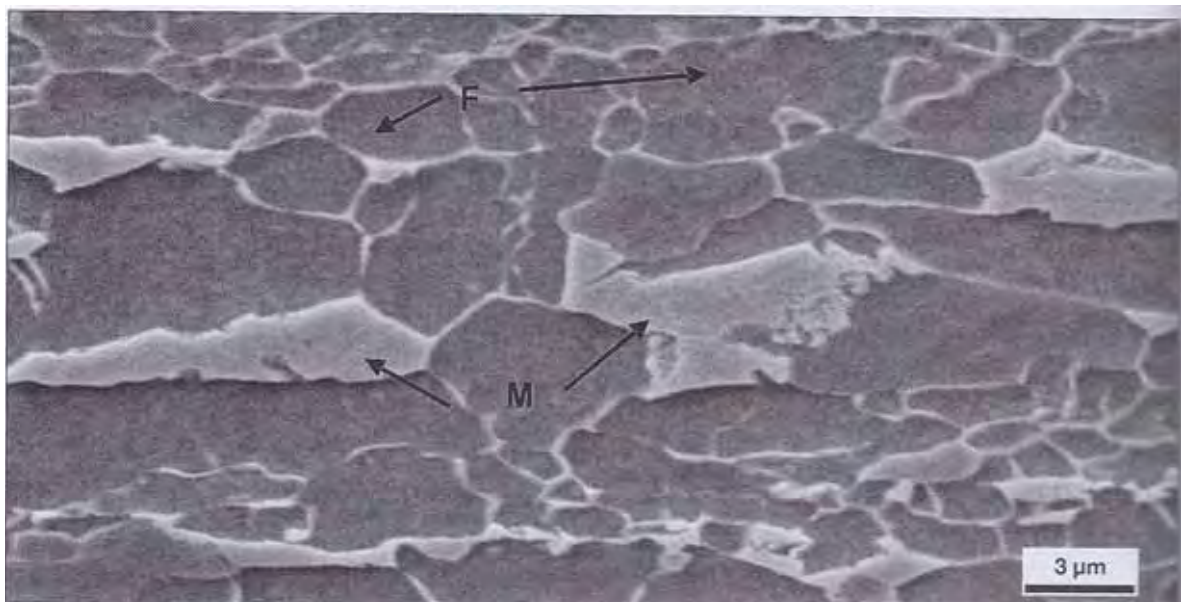


Figura 2.1.5 Seção transversal de aço C = 0,09%, Mn = 1% e Nb = 0,03%, bifásico, ferrita (F) e martensita (M). Tamanho de grão ferrítico: 5 μm. Ataque Nital. MEV, ES. Cortesia: ArcelomitorMittal Tubarão, ES, Brasil.

A microestrutura dos aços *CP* é de natureza complexa e seu desenvolvimento é muito sensível às condições de processamento. Portanto, um melhor controle dos parâmetros do processo é necessário para otimizar a relação entre estrutura-propriedade. Para atingir isto, é útil desenvolver modelos de microestrutura que podem capturar e prever a formação desta estrutura a partir dos fundamentos metalúrgicos dos aços *CP*, tais como a sua deformação a quente, recristalização e comportamento da decomposição da austenita (COPAERT, 2008).

Hammer (2007) descreve em sua patente o método de fabricação para os aços *CP*, a partir de um aço plano, para a formação de uma estrutura de fases complexas. A invenção se refere a um método que permite fabricar produtos de aço plano com alta resistência a ser fabricado com menos esforço, em uma ampla gama de dimensões geométricas.

Para a produção do aço referido, utilizou a seguinte composição em peso: 0,08-0,11 % de C; 1,00-1,30 % de Mn; 0,030% de P; 0,004% de S; 0,60-0,80% de Si; 0,05% de Al; 0,0060% de N; 0,30-0,80% de Cr; 0,060-0,120% em peso de Ti, sendo o restante composto de ferro e impurezas inevitáveis, forjado e modelado com uma espessura de 1 - 4 mm.

A fita molde é laminada a quente, com espessura de 0,5 a 3,2 mm, por um laminador em processo contínuo. Sua temperatura final de laminação a quente varia de 900 a 1100 ° C, sendo o grau de deformação superior a 20 por cento. As tiras laminadas a quente são enroladas em uma temperatura de bobinamento variando de 550-620°C, de modo a obter uma resistência à tração mínima ( $R_{min}$ ) de 800 MPa e um alongamento mínimo de 10 por cento. Nestes aços, normalmente as propriedades são determinadas pela quantidade, tipo e alinhamento das fases da microestrutura. Portanto, pelo menos duas fases existem na microestrutura (ferrita, martensita, podendo ter ainda bainita, por exemplo). Como resultado, eles têm uma resistência superior, combinada com uma boa conformabilidade, se comparado com os aços convencionais.

Devido a suas propriedades favoráveis, a produção de aços especiais multifásicos é de grande interesse, sobretudo para a construção de automóveis, uma vez que devido à sua alta resistência, permitem a utilização de peças com menores

espessuras e, conseqüentemente, acarretam uma redução do peso e melhoram a segurança da carroçaria do veículo em caso de colisão.

Assim, os aços multifásicos, com o mesmo nível de resistência da estrutura, em geral, permitem uma redução na espessura da chapa de um componente, em comparação com uma estrutura feita a partir de aços convencionais.

Neste processo, a rota de fabricação cria problemas especialmente no que diz respeito às composições de fundição, solidificando periteticamente, onde os aços com baixo teor de carbono com comportamento peritético têm uma tendência à contração por causa da diferença de densidade entre a ferrita delta e a austenita gerando após a solidificação depressão na peça solidificada (OLIVEIRA, 2009); no caso desses tipos de aço que há um risco de fissuras longitudinais decorrentes do lingotamento contínuo, o surgimento de tais fissuras longitudinais pode reduzir a qualidade das tiras laminadas a quente produzidas a partir de placas de fundição ou de placas tão estreitas que elas se tornam inutilizáveis.

Para prevenir esse risco, amplas medidas são necessárias, tais como o tratamento por chama, que pode afetar a estrutura de forma mais profunda, alterando as propriedades do aço, tornando o procedimento não rentável. Quando é feita a fundição de um aço com alto teor de Al, efeitos indesejáveis também podem surgir devido à interação com o fluxo de pó que interfere no controle da transferência de calor, como resultado, a qualidade do produto a partir deste aço, também é afetada negativamente.

Outro problema com a fabricação de produtos planos de aços multifásicos de alta resistência seria a aplicação da alta força de laminação durante o bobinamento. Esta exigência tem como conseqüência, com as máquinas de produção atualmente disponíveis, tiras de alta resistência laminadas a quente, feitas com aço desse tipo, muitas vezes só podem ser fabricadas em uma largura e espessura limitadas, deixando de cumprir os requisitos exigidos hoje pela indústria automotiva.

Há uma necessidade adicional de se melhorar o processo para produzir tiras de estreita espessura em larguras suficientes. Além disso, com os métodos convencionais, é mostrado na prática que é difícil fabricar tiras laminadas a frio com uma resistência de mais de 800 MPa com aços multifásicos (GIEFERS, 2010).

De acordo com Giefers (2009), complementando a pesquisa para o estudo do aço *Complex Phase*, a presente invenção, entre outras coisas, refere-se a um método para produzir uma peça através de endurecimento por prensagem de um produto semi-acabado, que se distingue pelo fato de que o produto semi-acabado constituído de um aço que possui um alto teor de silício, pelo menos 0,9 % em peso, simultaneamente pequeno teor de manganês com menos de 0,9 % em peso, um teor de carbono menor que 0,25 % em peso e um alto teor de cromo de mais de 1,20 % em peso, e que, por aquecimento é levado a um estado em que a estrutura do aço utilizado é pelo menos parcialmente transformada em austenita, ou opcionalmente, transformada totalmente em austenita.

O produto semi-acabado, aquecida desta forma, é conformado a quente, concebida de forma que, após a deformação a quente e o resfriamento da estrutura presente na peça será de fases complexas, com frações predominantemente de martensita e ferrita. Este aço possui alongamento de pelo menos 10% (de preferência de 13%) e resistência a tração de pelo menos 1.300 MPa (preferencialmente 1.300-1.600 MPa); particularmente preferida em 1.450MPa para a indústria automobilística como parte estrutural da carroceria de um veículo automotivo, como parte do chassi dos veículos automotivos (NOBUSUKE, 2006).

Hoje se conhece bem pouco sobre como melhorar as propriedades mecânicas dos aços *Complex Phase*; uma alternativa encontrada para este trabalho é, através dos tratamentos térmicos, alcançar um ganho significativo nas propriedades mecânicas destes aços, um tratamento de baixo custo e de fácil implantação.

Nos dias de hoje, são bem conhecidos nas indústrias os tratamentos térmicos de envelhecimento com pré-deformação, chamado efeito *Bake Hardening*. Este tratamento térmico é utilizado em grande escala para aços *Bake Hardenable*, aços *Dual Phase*, aços *TRIP*, dentre outros. Tal tratamento térmico consiste, como mencionado por De (2000), em aumentar a resistência do material através do tratamento térmico de envelhecimento durante a cura da pintura do produto final. Para melhor entender-se este efeito de endurecimento após envelhecimento de um aço pré-deformado, será comentado o método através dos processos já utilizados para os aços relacionados (*Dual Phase* e *TRIP*).

Para os aços *Dual Phase*, como mencionada na patente elaborada por Shushi (2009), foi provada uma significativa melhora em suas propriedades com o efeito *Bake Hardening*, porém as chapas do aço contem (em termos de porcentagem de massa) C: entre 0,006% a 0,25%; Si + Al: de 0,5 a 3%; P: não mais que 0,15%; e S: não mais que 0,02%. Deve-se também garantir algumas condições, em termos de fração volumétrica das fases, que austenita retida seja de pelo menos 3%, a bainita seja de pelo menos 30%, e a ferrita com mais de 50%, e ainda caracterizada pela garantia de que a diferença em tensão não seja maior que 50 MPa antes e depois da aplicação de 2% de pré-deformação. Depois segue um tratamento térmico de *paint baking* de 170°C por 20 minutos. A chapa de aço mostra alta resistência e boa trabalhabilidade, apresenta boas propriedades de *bake-hardening* no momento da cura da pintura e oferece boa resistência ao envelhecimento natural (DE, 2001).

Os efeitos da pré-deformação e *bake hardening* no comportamento mecânico e nas mudanças microestruturais foram estudados por Zhang (2008) para os aços TRIP. Os aços apresentaram um comportamento descontínuo no escoamento e um significativo aumento da resistência com significativa redução na ductibilidade depois da pré-deformação e tratamento *bake-hardening*.

As principais alterações microestruturais, responsáveis pelos comportamentos mecânicos observados foram: uma diminuição na fração volumétrica da austenita retida, um aumento na densidade de discordâncias e formação de subestruturas na ferrita poligonal, maior densidade de discordâncias localizadas na ferrita poligonal em regiões adjacentes à martensita ou na austenita retida, e a precipitação de finos carbonetos de ferro na bainita e na martensita (SATO, 1992).

Em geral os aços *Bake-Hardenable* apresentam baixos valores no limite de escoamento, da ordem de 200 MPa, apresentam um aumento de 40 MPa em sua resistência mecânica após o tratamento de envelhecimento *BH*.

De acordo com Lora (2009), a peça conformada atinge resistência ao vinco e rigidez mecânica equivalentes às dos aços microligados de alta resistência. A ductibilidade do material somente é afetada após a conformação da peça e o tratamento de envelhecimento. As propriedades típicas desse aço com boa estampabilidade são: limite de escoamento aproximado de 230 MPa, limite de resistência aproximado de



365 MPa, alongamento total na faixa de 39%, coeficiente de anisotropia média ( $r$ ) em torno de 1,8 e coeficiente de encruamento ( $n$ ) em torno de 0,20 (SATO, 1992; GORNI, 2008). Esse tipo de aço é bastante utilizado nos componentes automotivos onde há a probabilidade de ocorrerem pequenos amassados devido seu uso rotineiro ou mesmo em virtude de pequenos acidentes, em painéis externos de capôs, portas, tampas de porta-malas, etc. (LORA, 2009).

Para os aços *Complex Phase* obterem sua microestrutura final, estes passam por processos de precipitação durante sua deformação a quente, com o controle de seu resfriamento, ou a frio, seguida de um recozimento intercrítico e aquecimento em um patamar isotérmico a uma temperatura superior à do início da temperatura de formação da martensita para controlar a reação bainítica, compondo sua microestrutura fina e de fases complexas (SAKAR, 2008).

Para este trabalho, para se atingir níveis de durezas mais elevados que o próprio processo de fabricação deste aço será estudada a cinética de envelhecimento do efeito *Bake Hardening* em suas diferentes fases, para melhor compreender sua obtenção.

## 2.2 Tratamentos Térmicos

Segundo Chiaverini (1990), tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos aos materiais, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas.

### 2.2.1 Envelhecimento

De acordo com Callister (2007) a resistência mecânica e a dureza de algumas ligas metálicas podem ser melhoradas pela formação de partículas extremamente pequenas uniformemente precipitadas de uma segunda fase dentro da matriz da fase original, o processo se dá pela variação das propriedades à temperatura ambiente (envelhecimento natural), ou a temperaturas mais altas (envelhecimento forçado) acelerando o processo de precipitação (ABDALLA, 1995). Esse procedimento é chamado de precipitação ou envelhecimento, pois é o procedimento pelo qual a resistência mecânica se desenvolve com o tempo. A Figura 2.2.1 mostra o processo de solubilização seguido de envelhecimento em um gráfico Temperatura x Tempo.

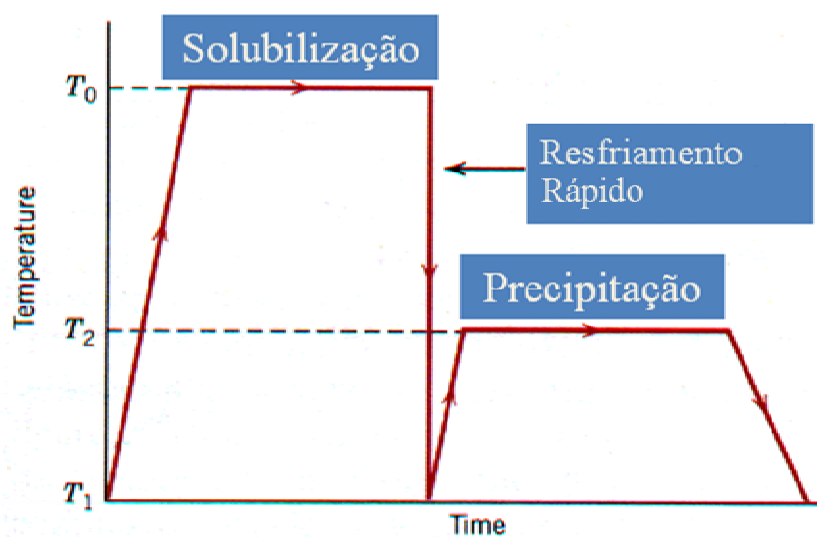


Figura 2.2.1 - Tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento

### 2.2.2 Processo de envelhecimento

Pode-se descrever o processo envelhecimento para os aços da seguinte forma: o material é submetido a uma temperatura de envelhecimento geralmente abaixo da temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ), por um curto espaço de tempo, neste espaço de tempo há uma redução da quantidade de carbono em solução sólida supersaturada na austenita, porém se o tratamento de envelhecimento for executado a temperaturas acima da transformação da martensita ( $M_s$ ) ocorre a formação de bainita, e até mesmo de perlita, o que causa um decréscimo nos valores de limite de resistência, além de favorecer o aparecimento do patamar de escoamento (CALLISTER, 2007; FARAL, 1999; ABDALLA, 1995).

Seguindo a nucleação do processo de envelhecimento, as partículas de cementita crescem em tamanho como um resultado da difusão de carbono dos contornos das partículas de ferrita, nenhuma nucleação pode ocorrer até que processo tenha início, mas uma vez iniciada, a solução sólida pode perder carbono de duas formas: quer pelo crescimento de partículas já formadas, ou em formação de núcleos adicionais. Em outras palavras, a nucleação pode continuar simultaneamente com o crescimento de partículas previamente formadas.

A velocidade com que a precipitação pode ocorrer varia com a temperatura. A temperaturas baixas, longos tempos são necessários para completar a precipitação porque as taxas de difusão são muito baixas. Aqui a taxa de reação é controlada através da taxa pela qual os átomos podem migrar. A taxa de precipitação é também muito lenta para temperaturas bem abaixo da linha solvus do diagrama ferro-carbono. As taxas de alta difusão que existem nestas temperaturas pouco podem fazer se núcleos não são formados. Para temperaturas intermediárias, as taxas de precipitação crescem para valores máximos, por isso, os tempos para completar a precipitação são muito pequenos. Nesta faixa, a combinação de moderada difusão e taxas de nucleação tornam a precipitação mais rápida.

O efeito da mudança de composição influencia no processo de envelhecimento. Para baixa concentração de soluto, o grau de supersaturação é pequena no fim do

tratamento de solubilização, e a energia livre do sistema, na melhor das hipóteses, é ligeiramente maior do que a concentração de equilíbrio. Abaixo destas condições é difícil nuclear a segunda fase, e o endurecimento ocorre lentamente para temperaturas constantes. Por outro lado, aumentando a concentração total de soluto possibilita uma maior dureza máxima a uma dada temperatura de envelhecimento em pouco tempo. (REED-HILL, 1991).

### 2.2.3 Cinética do Envelhecimento

Como ilustra Zhao (2001), a cinética do envelhecimento para os aços *Bake Hardening* é um processo causado pela difusão de carbono, que afeta as propriedades mecânicas por três mecanismos: a migração induzida por tensão de átomos de carbono entre os possíveis conjuntos de sítios intersticiais (SNOEK, 1941; WILSON E RUSSEL, 1959; NAKADA E KEN, 1967), a segregação de carbono para as discordâncias (Cottrell e Bilby, 1949), e a precipitação de carbeto (WILSON E RUSSEL, 1959; DOREMUS E KOCH, 1960). Cada uma dessas redistribuições de carbono pode ocorrer durante o envelhecimento após deformação.

O mecanismo de Cottrell é a primeira causa importante para o retorno do limite de escoamento definido. Isto é especialmente verdade para aços de baixo carbono, cujo comportamento do envelhecimento após deformação está recebendo especial atenção, devido ao desenvolvimento de aços resistentes a deformação *bake-hardening*, para aplicações automobilísticas (DE, 1999).

A teoria de Cottrell foi geralmente aplicada para descrever a formação da atmosfera de solutos, chamado de atmosfera de Cottrell (COTTRELL, 1949). Mas esta teoria não é aplicável à fase final da formação de atmosfera, devido à negligência da variação da concentração de carbono-livre e saturação das discordâncias. Harper (1951) tentou modificar a teoria de Cottrell, assumindo que a taxa de segregação de átomos de carbono é proporcional à fração de carbono remanescente em solução. No entanto, verificou-se que o seu modelo não é realmente aplicável à investigação da formação da atmosfera de Cottrell (LESLIE, 1981).

Do ponto de vista da cinética de envelhecimento, associada à presença de solutos intersticiais, como no caso dos aços de baixo carbono, o modelo proposto por Cottrell e Bilby é geralmente aceita como conceitualmente correto (LESLIE, 1982; BUONO, 1998). Sendo assim, espera-se que o modelo seja válido para descrever o envelhecimento apenas para os estágios iniciais de formação da atmosfera (MURARI, 2009).

Segundo este modelo (BUONO, 1998), o processo de envelhecimento começa com a formação de atmosferas de átomos intersticiais em torno das discordâncias. A migração desses átomos para as discordâncias ocorre sob a ação de seu campo potencial elástico. Durante os estágios iniciais de formação de atmosfera, o número de átomos que chegam às discordâncias por unidade de tempo ( $t$ ), pelo comprimento unitário das discordâncias, é proporcional à  $t^{2/3}$  (MURARI, 2009).

O modelo de Cottrell e Bilby não leva em conta os efeitos da difusão de volta, do fluxo de saturação e do potencial elástica, que deve ocorrer quando uma atmosfera de soluto aproxima da saturação, e, portanto, espera-se que pode descrever o campo de tensão no envelhecimento somente para as fases iniciais da formação da atmosfera.

A equação proposta por Cottrell e Bilby foi modificada por Harper (HAPER, 1951; MURARI, 2009; REED-HILL, 1994), numa tentativa de aumentar a sua aplicabilidade, fazendo a suposição de que a taxa de migração de solutos é proporcional à fração de átomos ainda em solução. Este pressuposto cuida do efeito de empobrecimento do soluto durante o processo e leva à equação de Harper,

$$W = 1 - \exp [- 3 L (\pi/2)^{1/3} (A Dt / kT)^{2/3}] \quad (1)$$

onde  $W$  é a quantidade de soluto segregado às discordâncias no tempo  $t$ , com a densidade de discordâncias ( $L$ ), o coeficiente de difusão do intersticial na matriz ( $D$ ), o tempo de envelhecimento, e a temperatura de envelhecimento ( $T$ ), em graus Kelvin. O termo  $k$  é a constante de Boltzmann ( $1,38 \times 10^{-23}$  J/K) e  $A$  é uma constante que define a intensidade da interação soluto-discordâncias.

Harper não considerou fluxo de difusão contrário e a saturação do potencial elástico, e, portanto, a Eq. [01] também deve descrever apenas os estágios iniciais de envelhecimento (NETO, 2005).

As limitações e simplificações dos modelos anteriormente descritos têm sido apontadas por muitos autores (HAM, 1959; BULLOUGH, 1969; KAMBER, 1961) e discutidas em detalhes em um trabalho de revisão (Baird, 1963), no qual ressalta-se que os desvios observados no que diz respeito aos modelos de Cottrell e Bilby e Harper parecem estar associados com a formação de precipitados sobre as discordâncias ou da matriz, especialmente em ligas ferro-carbono e ferro-nitrogênio temperadas. No entanto, em ligas resfriadas lentamente e em algumas ligas temperadas, mesmo quando a precipitação ocorre, se ela acontece após a formação de atmosfera, a equação de Harper dá uma descrição adequada da cinética de envelhecimento até quase a saturação do fenômeno (BAIRD, 1963; DE, 1999).

Segundo para Burke (1965), estas observações implicam que muitos processos de envelhecimento envolvem, inicialmente, a formação de atmosferas de solutos intersticiais em torno das discordâncias seguida pela nucleação de precipitados ao longo das linhas das discordâncias, que crescem pela incorporação de átomos intersticiais capturados pela atmosfera e são então transferidos para os precipitados pela rápida difusão ao longo das linhas de discordâncias. Uma vez que a formação de atmosferas por meio de difusão de átomos no volume do material sob gradientes de potencial elástico é a etapa mais lenta envolvida no processo e considerando que a precipitação impede o fluxo de difusão de retorno para a matriz, a cinética de envelhecimento pode, na maioria dos casos, ser corretamente descrita pela equação de Harper.

Segundo Murari (2009), a equação de Harper tem sido empregada na sua forma generalizada, equação [02], para descrever o envelhecimento não só em aços baixo carbono, mas também em aços com alto teor desse elemento.

A equação empírica geralmente chamado de Johnson-Mehl, ou a equação de Johnson-Mehl-Avrami, sendo  $Y$  a fração envelhecida, dada por  $(LE_t - LE_0)/(LE_{\max} - LE_0)$ , onde  $LE_t$  é o limite de escoamento após um tempo  $t$  de envelhecimento a uma dada temperatura,  $LE_0$  o mesmo parâmetro determinado antes do envelhecimento e

$LE_{\max}$  o valor máximo atingido pelo limite de escoamento no envelhecimento,  $k_v$  a velocidade de envelhecimento,  $t$  o tempo e  $m$  o expoente do tempo.

Deve-se ressaltar que o expoente do tempo originalmente proposto por COTTRELL e BILBY para descrever o fenômeno em aços baixo carbono ( $m = 2/3$ ) pode agora assumir outros valores, para refletir as diferenças na geometria do caminho de difusão e no potencial de interação (COTTRELL, 1949).

$$Y = 1 - \exp [-(k_v t)^m] \quad (2)$$

$K_v$  equação é dada pela equação 2

$$k_v = k_0 \exp (- \Delta H / RT) \quad (3)$$

onde  $k_0$  é uma constante,  $\Delta H$  é a energia de ativação aparente do processo,  $R$  é a constante universal dos gases e  $T$  é a temperatura absoluta.

Os parâmetros que caracterizam a cinética de envelhecimento na equação 2, o expoente do tempo e a velocidade de envelhecimento, podem ser determinados por meio da sua dupla linearização:

$$\ln [\ln (1 / (1-Y))] = m \ln k_v + m \ln t \quad (4)$$

Assim, o expoente do tempo é dado pela inclinação da curva  $\ln[\ln(1/(1-Y))]$  versus  $\ln t$ , e  $\ln k_v$  pelo intercepto dividido por  $m$ .

A linearização da equação [03] permite calcular a energia de ativação, dada pela inclinação da curva  $\ln k_v$  versus  $1/T$ , multiplicada pela constante universal dos gases,  $R$  (8,314 J/mol.K).

$$\ln k_v = \ln k_0 - (\Delta H / RT) \quad (5)$$

A análise dos resultados apresentados nos estudos da cinética de envelhecimento no aço com alto carbono mostra que a forma de leis da cinética e os

valores da aparente energia de ativação que poderia auxiliar na identificação dos mecanismos atômicos, responsáveis pelo fenômeno, não tenham sido confirmados por técnicas diferentes para a mesma composição do aço e da quantidade de pré-deformação. No que diz respeito a segunda fase do envelhecimento, diferentes leis cinéticas foram obtidas a partir de diferentes métodos de análise (KEMP, 1990; YAMADA, 1976; KEMP, 1990; GONZALEZ, 1990; WATTE, 1996)

### 2.3 Bake Hardening

O emprego de chapas mais finas para estampagem profunda de aços automotivos, para a proposta de reduzir peso tem ocasionado muitos problemas, pois o melhoramento da resistência de alguns produtos na indústria automotiva pelo aumento da tensão de escoamento destes materiais não é uma alternativa viável porque promove uma diminuição dos níveis de conformabilidade e estampabilidade. Isto tem levado a um aumento do emprego dos aços *bake hardening*, pois estes aumentam o limite de escoamento após estampagem.

*Bake Hardening (BH)* refere-se ao aumento na tensão de escoamento devido ao tratamento térmico que ocorre durante a cura da pintura devido ao aquecimento das peças pintadas. O mecanismo primário que causa a adição de resistência é a imobilização das discordâncias pela segregação de átomos intersticiais, conhecido como envelhecimento após deformação.

Os aços *BH*, antes do envelhecimento, têm baixa tensão de escoamento e apresentam alto grau de deformação. Quando os aços *BH* são conformados e levados à cura após a pintura, estes ganham resistência mecânica e resistência ao amassamento. É bem conhecido que a solução de carbono é responsável pelo efeito *BH* e o efeito de envelhecimento no processo, devido a precipitação de carbeto preferencialmente nas proximidades das discordâncias.

Conseqüentemente, deve se encontrar um equilíbrio para se obter níveis apropriados de *BH* e propriedades contra o efeito do superenvelhecimento no processo (TAKECHI, 1988; MIZUI, 1990; JEONG, 1993; U. S. STEEL, 2010). A Figura 2.3.1 mostra o processo para se obter o endurecimento através do comportamento do soluto



carbono durante a manufatura de componentes fabricados de aço *BH*, relacionando com a resistência mecânica (LORA, 2009).

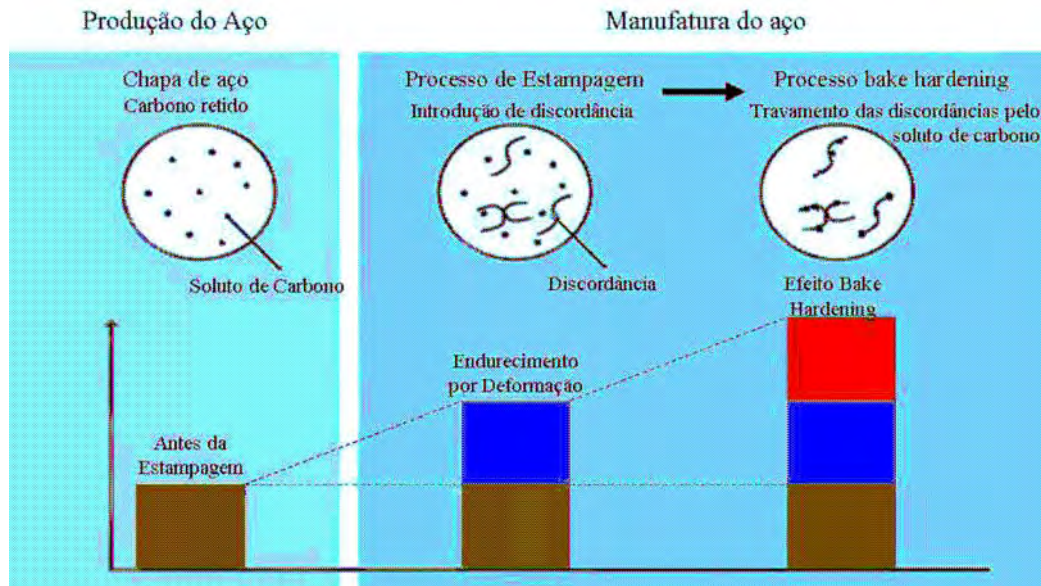


Figura 2.3.1 – Processo “*Bake Hardening*”, cedido por Kawasaki Steels.

Os aços *Bake Hardening* são particularmente apropriados para chapas planas, partes não severamente estiradas como portas, capôs, portas traseiras, pára-lamas dianteiros e tetos, além de peças estruturais como assoalhos automotivos, reforços, suportes transversais e peças anexas para indústria automobilística (GIORNI, 2008). A escolha desta classe de aços para um particular nível de resistência, deve também levar em consideração a pré-deformação a fim de que as vantagens individuais desta classe possam ser mais bem exploradas e os aços possam ser usados para operações difíceis de pintura (THYSSEN KRUPP STEEL, 2010). A Figura 2.3.2 mostra o efeito *Bake Hardening*.

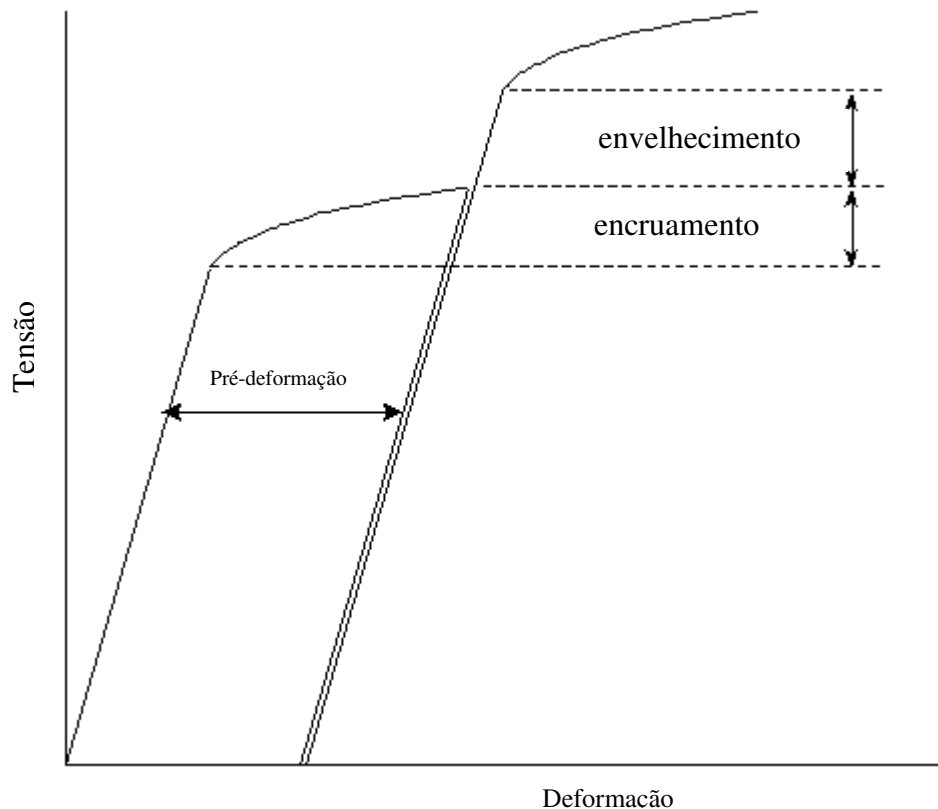


Figura 2.3.2 - Aumento do limite de escoamento durante deformação e envelhecimento (LIMA, 2005; ZRNÍK, 2006).

O efeito *Bake Hardening* proporciona boa resistência a pequenos amassados (denting) ou endentação (capacidade de resistir à formação de moosa quando submetido a uma força causada por um corpo qualquer) nas peças finais, mesmo quando submetidos a baixos níveis de conformação na sua fabricação.

## 2.4 Transformação das Fases

Uma razão para o predomínio na utilização dos aços é a grande variedade de microestruturas e propriedades que podem ser geradas pela transformação e processamentos no estado sólido. Portanto, no estudo dos aços, é de grande utilidade considerar primeiro o comportamento do ferro “puro”, depois as ligas de ferro-carbono, e finalmente as muitas complexidades que surgem quando novos solutos são adicionados. A causa da existência de uma grande variedade de microestruturas nos aços é porque a mesma transição alotrópica pode ocorrer em uma variedade de

caminhos em que os átomos podem mover para atingir as mudanças em sua estrutura cristalina (KRAUSS, 2005), como é mostrado na Figura 2.4.1 e 2.4.2.

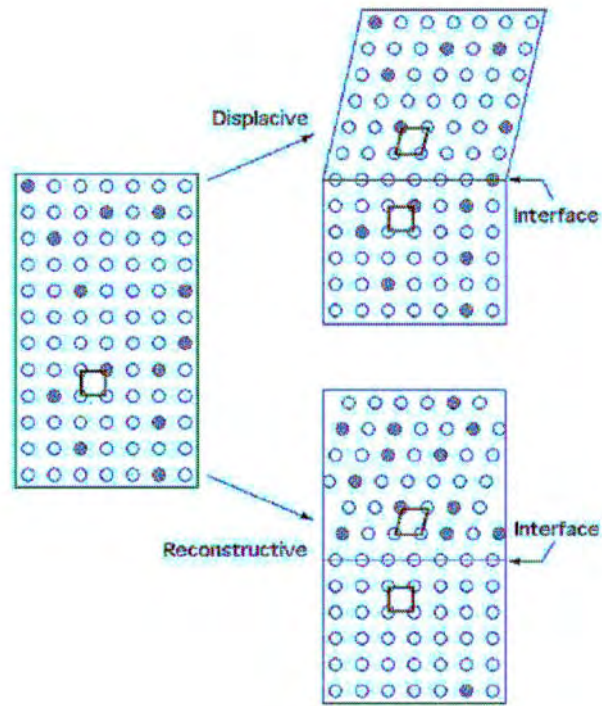


Figura 2.4..1 – Mecanismo de Transformação (BHADESHIA, 2006).

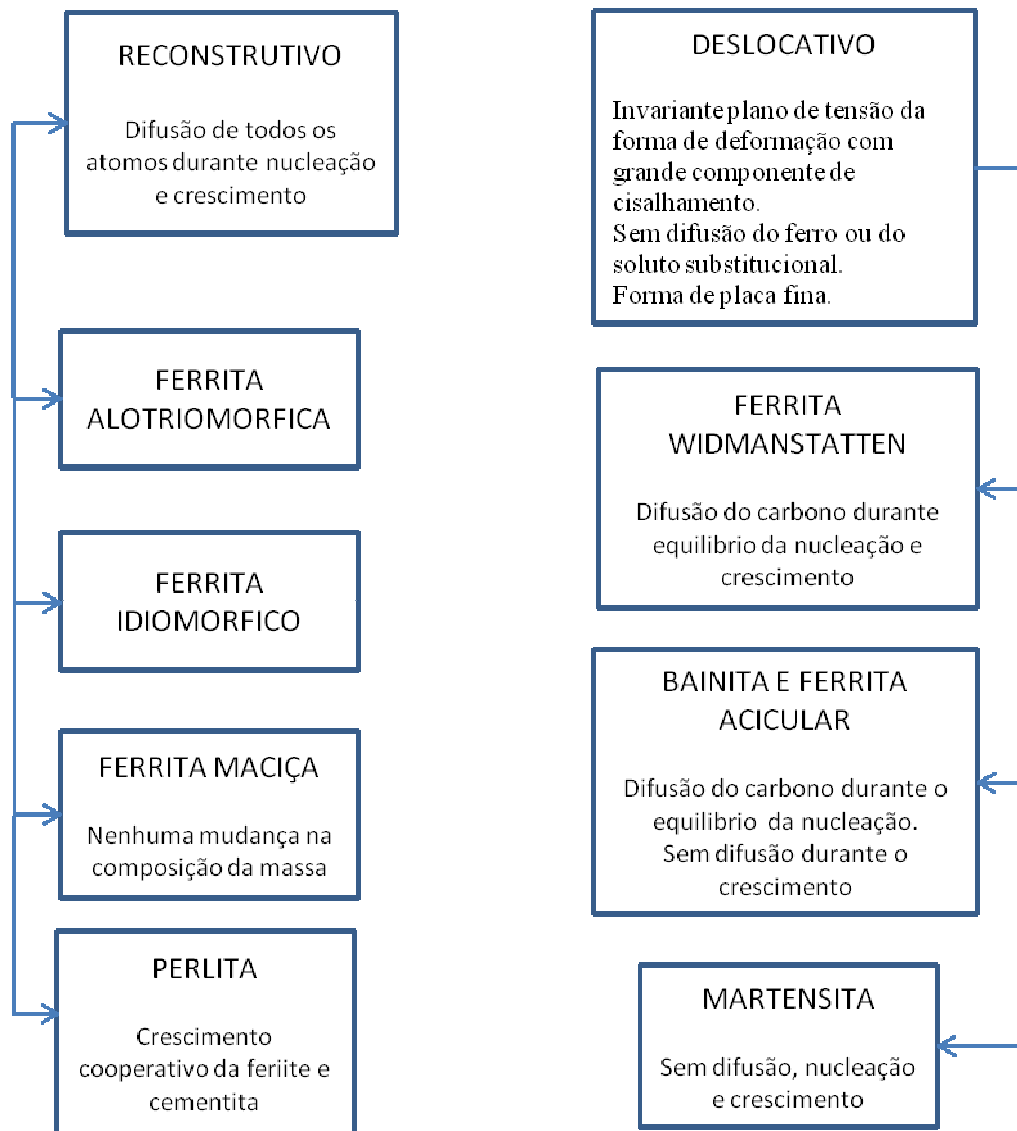


Figura 2.4.2 – Fases geradas pela decomposição da austenita (adaptação de BHADESHIA, 2006).

Embora o ferro puro tenha baixa resistência, os aços cobrem uma ampla gama do espectro: resistência de baixos níveis de limite de escoamento (em torno de  $200 \text{ MNm}^{-2}$ ) para níveis mais altos (aproximadamente  $5.500 \text{ MNm}^{-2}$ ), sem comprometer tenacidade.

Existem vários caminhos para aumentar a resistência dos aços, isto ocorre porque os aços têm a capacidade de oferecer uma ampla gama de propriedades. É possível combinar vários mecanismos de endurecimento e, em tais circunstâncias, muitas vezes é difícil quantificar as contribuições de cada mecanismo para o total. Este

efeito esta associado ao grau de complexidade das microestruturas que podem ser produzidas (BHADESHIA, 2006).

Os aços com alta resistência (HS) estão listados na Tabela 2.4.1, junto com aços avançados de alta resistência (AHS) e aços de alto manganês (HM). A sigla AHS é um termo em geral usado para descrever várias famílias de aço. Os aços multifásicos AHS são aços que contém fases como martensita, bainita e austenita retida em quantidade suficiente para produzir elevada propriedade mecânica.

A introdução de um novo grupo de aços, com diferentes microestruturas, tem levado a um desenvolvimento de altos níveis de resistência sem deterioração da ductibilidade.

Recentemente, novos grupos de aços austeníticos com altas quantidades de manganês têm sido desenvolvido para uso automotivo. Estes são denominados aços de alto manganês (HMS), que promovem excelente combinação de propriedades mecânicas com uma concepção de aços com baixo teor de liga, inferior aos convencionais ou um novo aço austenítico de alta resistência. As diferentes classes de aços para a estrutura dos automóveis podem ser caracterizadas pela microestrutura ou por sua composição química (BHADESHIA, 2006).

Tabela 2.4.1: Aços convencionais *HS*, *AHS* e *HM* (ZRNÍK, 2006)

HS - Aços Alta Resistência		AHS - Aços Avançados de Alta Resistência		HM - Aços Alto Manganês	
BH	Endurecido por Cozimento	DP	Fase Dupla	HMS	TRIP alto Mn
IF - HS	Alta Resistência - Livre de Intersticiais	TRIP	Transformação-Plastica-Induzida	HMS	TWIP alto Mn, geminação de plasticidade induzida
P	Refosforizado	CP	Fases Complexas		
IS	Isotrópico	PM	Parcialmente Martensita		
Cmn	Carbono/Maganês				
HSLA	Alta Resistência Baixa Liga				

Um estudo dos constituintes e estruturas de todos os aços e ferros fundidos deve primeiro começar com o diagrama de equilíbrio ferro carbono. Muitas das características básicas de seus sistemas (Figura 2.4.3) influenciam o comportamento das ligas, ainda que complexas.

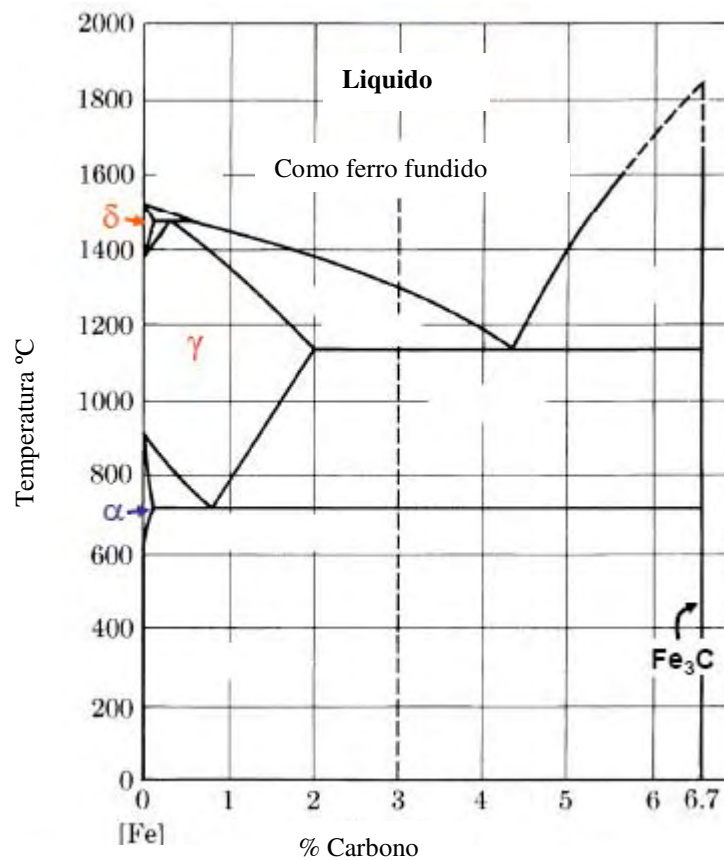


Figura 2.4.3 - Diagrama de Equilíbrio Ferro Carbono (adaptado de CALLISTER, 2007)

Para melhor entender como as fases dos aços influenciam na estrutura e por conseguinte nas propriedades mecânicas e estruturais dos aços, iremos definir o conceito de fase como uma porção homogênea de um sistema que tem características química e físicas uniformes. Se mais de uma fase estiver presente num dado sistema, cada uma terá suas propriedades distintas e existirá um limite separando as fases, através do qual, haverá uma descontínua e abrupta mudança em características físicas e/ou químicas (CALLISTER, 2007).

#### 2.4.1 Ferrita

A identificação, caracterização e classificação das várias estruturas ferríticas são baseadas primeiramente no diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo. As semelhanças e diferenças entre a microestrutura ferrítica e a bainítica têm sido abordadas em diversos sistemas de classificação (KRAUSS, 2005). A base

para um sistema, baseado na decomposição isotérmica da austenita, proposto por Ohmori (1990) será mostrada na Tabela 2.4.1. Estes autores reconhecem que a ferrita formada na temperatura de transformação intermediária pode formar sem cementita, e que certas ferritas e a ferrita da bainita superior terão ripas ou morfologia acicular.

Tabela 2.4.1.1 – Morfologia da bainita em aços de transformação isotérmica (adaptado de Kraus, 2005).

<b>Microconstituente</b>	<b>Critérios</b>	
	<b>Morfologia da Ferrita</b>	<b>Distribuição dos Carbetos</b>
Ferrita	Ripas	Ferrita Acicular (sem Carbetos)
Bainita Superior	B I B II B III	Ripas interfaciais
Bainita Inferior	Placas	Dentro do Grão

Bramfitt (1992) propôs um sistema melhor para a compreensão da bainita, como mostra a Figura 2.4.1.1. Esta categoria inclui a categoria para a microestrutura da ferrita acicular sem cementita, mas combinada com outras fases e microestruturas. As outras estruturas podem ser austenita, martensita, ou perlita. Frequentemente durante a formação da ferrita acicular a austenita é retida, e na temperatura ambiente, esta austenita pode transformar-se parcialmente em martensita, produzindo o que agora é chamado de martensita-austenítica (M/A) constituída de microestruturas compostas basicamente de ferrita acicular.

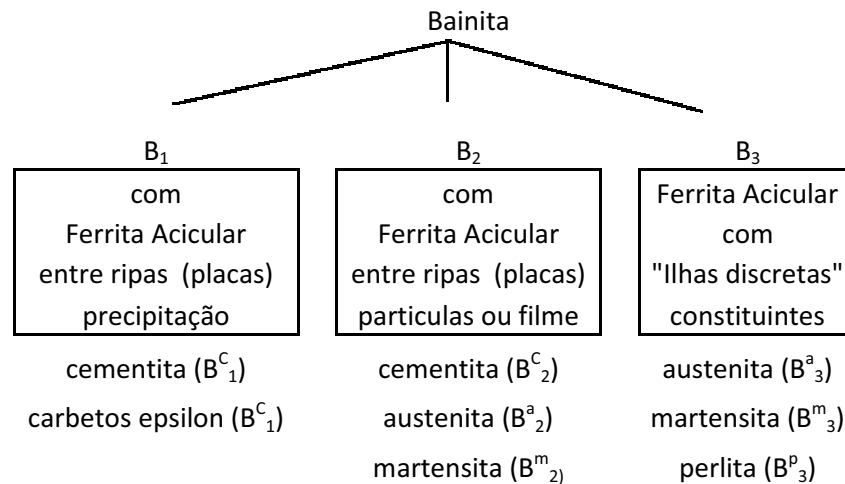


Figura 2.4.1.1 – Sistema de classificação para microestrutura bainítica (adaptado de KRAUS, 2005)

Em condições de equilíbrio, a ferrita pró – eutetóide se formaria em ligas de ferro – carbono contendo abaixo de 0.8 % de carbono. A reação ocorre em 910°C em ferro puro, mas ocorre entre 910°C e 723°C em ligas de ferro – carbono. No entanto, por têmpera, através do estado austenítico para temperaturas abaixo da temperatura eutetóide, a ferrita pode ser formada em temperaturas tão baixas quanto 600°C. Há pronunciadas mudanças morfológicas quando a temperatura de transformação é reduzida, que pode ser aplicado em geral para fases hipo e hiper eutetide, embora em cada caso haja variações devido à precisa cristalografia das fases envolvidas.

Como um resultado de uma pesquisa do comportamento do aço ao carbono, Dubé (1951) propôs uma classificação da morfologia da ferrita que ocorre com a transformação  $\gamma / \alpha$  quando as temperaturas de transformação são baixas. Dubé reconheceu quatro morfologias bem definidas baseado na microscopia óptica, depois estudadas por Aaronson (1962):

- Contorno de grão alotriomórfico: é a primeira morfologia a aparecer, cristais que nucleiam nos contornos de grão da austenita à temperaturas altas (800-850°C);
- Windmanstatten placas ou ripas de ferrita: nucleiam nos contornos de grão da austenita, mas crescem ao longo da matriz. Elas crescem diretamente dos contornos ou nucleiam em uma ferrita alotriomórfica pré-existente;
- Idiomorfos intergranular: Cristais equiaxiais que nucleiam dentro dos grãos da austenita e possuem contornos irregulares;



- Placas intergranular: Estas ripas são similares às que crescem dos contornos de grão, mas elas nucleiam totalmente dentro dos grãos da austenita.

A ferrita equiaxial se forma em aços com resfriamento relativamente lento, este tipo de material tem dureza bastante baixa, pode ser aplicados como anéis de vedação metal-metal na indústria do petróleo.

A ferrita de Widmanstaetten pode agir em detrimento das propriedades mecânicas dos aços, porque as placas de ferrita freqüentemente crescem em formações paralelas às quais permitem que trincas de clivagem se propaguem sem grande divergência (MAIA, 2011).

A microestrutura ferrítica que é formada em aços de baixo – carbono durante o resfriamento contínuo ou durante o patamar isotérmico para temperaturas de transformação intermediárias tem recebido, recentemente, considerável atenção. Aços com microestrutura de ferrita acicular são de grande interesse devido a sua ótima combinação de elevada resistência e boa tenacidade (INSTITUTO BRASILEIRO DE SIDERURGIA, 2008).

#### 2.4.2 Bainita

Para falar da estrutura bainítica deve-se primeiro entender como e em que temperatura a Bainita é formada no diagrama tempo – temperatura – transformação (TTT).

De acordo com Badheshia (2006) e Krauss (2005), examinando-se o diagrama TTT para o aço ao carbono eutetóide, como pode ser visto na Figura 2.4.2.1, tem-se em mente que a reação perlítica acontece essencialmente em altas temperaturas (entre 550°C e 720°C) e que a reação martensítica ocorre em baixas temperaturas, e que entre esta faixa de temperaturas (aproximada de 250°C e 550°C) é formada a bainita.

Davenport e Bain mostram através da Microscopia que a microestrutura formada nesta temperatura intermediária era bastante diferente da perlita e martensita, e em honra a Edgar C. Bain, seus colegas denominaram esta microestrutura única de Bainita. (MEHL, 1977).

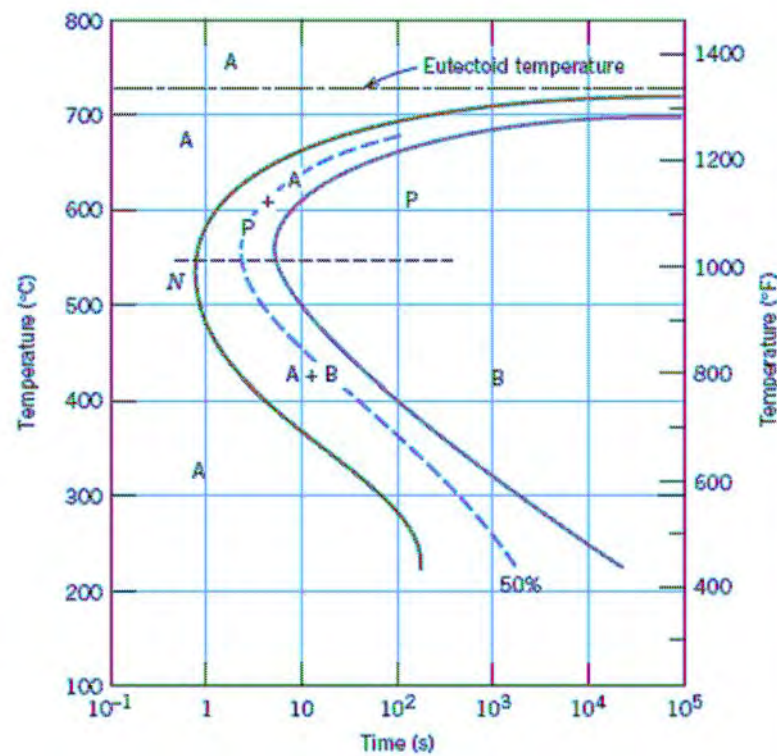


Figura 2.4.2.1 – Diagrama de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide, incluindo transformações austenita-à-perlita (A-P) e austenita-à-bainita (A-B) (CALLISTER, 2007; BOYER, 1977).

As transformações perlíticas e bainíticas são realmente competitivas entre si e uma vez que alguma porção de uma liga tenha se transformado quer à perlita quer à bainita, a transformação para o outro microconstituente não é possível sem o reaquecimento para formar a austenita (CALLISTER, 2007).

Como mostra Callister (2007), a microestrutura da bainita é composta pelas fases ferrita e cementita, seu formato é como agulha ou placas, isto depende da temperatura em que ela se forma, ou seja, temperatura de transformação, os detalhes microestruturais da bainita são tão finos que sua resolução é possível apenas usando microscopia eletrônica. A Figura 2.4.2.2 mostra a microestrutura agulhada da bainita que passa do canto esquerdo baixo para o canto direito alto, que consiste de partículas alongadas de  $\text{Fe}_3\text{C}$  dentro de uma matriz de ferrita. A fase circundando a agulha de bainita é martensita.

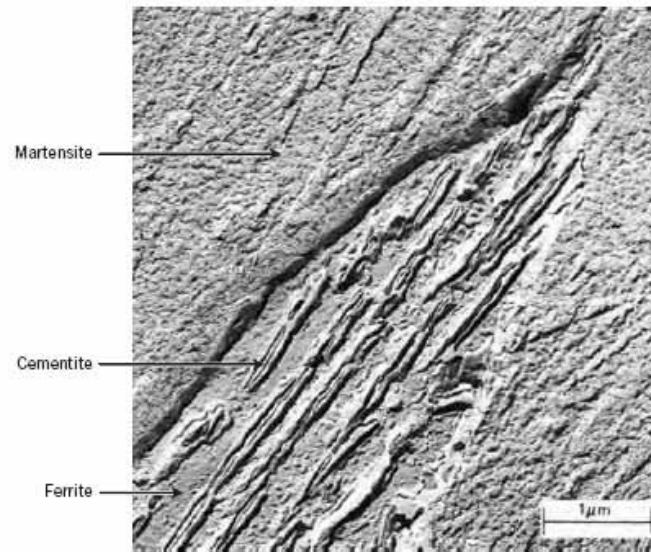


Figura 2.4.2.2 - Micrografia eletrônica de transmissão de réplica mostrando a estrutura da bainita (Metals Handbook, 1973).

Uma vez que aços bainíticos têm uma estrutura mais fina (isto é, menores partículas de  $\text{Fe}_3\text{C}$  na matriz de ferrita), eles são geralmente mais resistentes e mais duros do que os aços perlíticos; exibem ainda uma desejável combinação de resistência e ductibilidade (CALLISTER, 2007).

A bainita possui muitas formas. Em aços médios e alto carbono, similar a perlita, a bainita é uma mistura de ferrita e cementita, e é portanto dependente na partição da difusão controlada de carbono entre a ferrita e cementita. Entretanto, diferentemente da perlita, a ferrita e cementita estão presentes em arranjos não lamelares. Parecido com a martensita, a ferrita da microestrutura bainítica pode aparecer como cristais aciculares, similar a agulhas e ripas finas de cristais de martensita (DAVENPORT, 1970).

A bainita também ocorre durante tratamentos de resfriamento contínuo onde o resfriamento seja tão rápido que não permita a formação de perlita, e ainda não seja tão rápida para que se produza martensita (KRAUSS, 2005).

Dois importantes morfologias da microestrutura bainítica ferrita - cementita podem ser identificadas, como descrito subsequente, em vista de dois limites de temperatura, para o qual a morfologia se desenvolve. Mehl (1939) designou os tipos como bainita superior e bainita inferior. Na Figura 2.4.2.3, como determinado por Pickering (1977), mostra o efeito do teor de carbono do aço em temperaturas de

transição entre a formação bainita superior e da bainita inferior (KRAUSS, 2005; CHIAVERINI,1990).

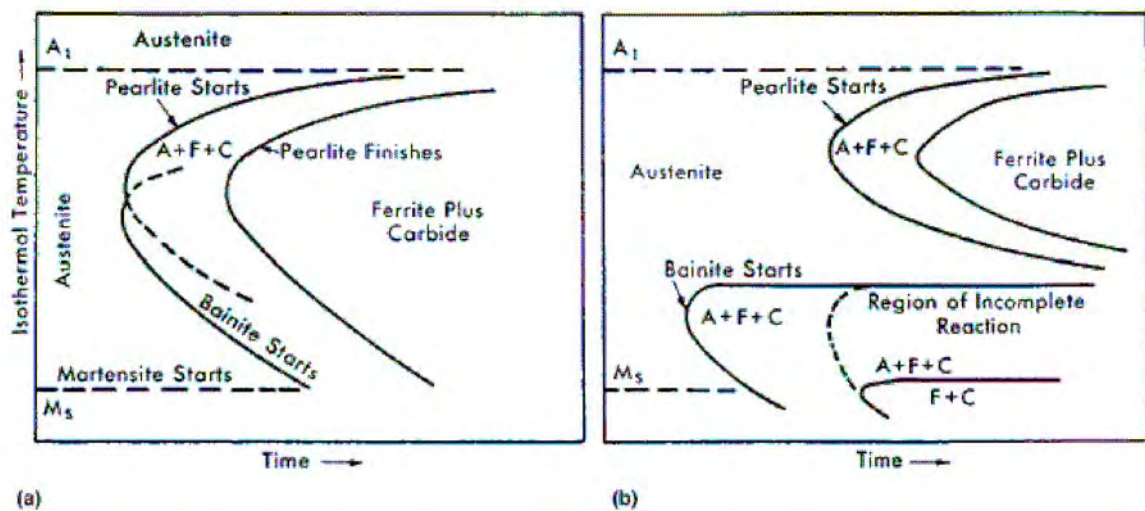


Figura 2.4.2.3 – Esquemático diagrama TTT para (a) aço ao carbono comum com transformação da perlita e bainita sobreposição e (b) aço ligado com isolada transformação bainítica e incompleta transformação bainítica.

Em aços de baixo carbono, para a faixa de temperatura intermediária de transformação, a austenita pode se transformar apenas em ferrita, resultando em duas microestruturas: ferrita e austenita retida. A última microestrutura tem morfologia bastante diferente da morfologia da ferrita proeutetóide. Embora algumas características da microestrutura ferrítica sejam similares às da clássica bainita, a ausência de cementita na microestrutura ferrítica torna possível uma clara diferenciação da transformação produzida na decomposição da austenita em temperatura intermediária (DAVENPORT, 1970).

A bainita superior se forma em faixas de temperatura abaixo daquelas em que se forma a perlita. A microestrutura da bainita superior consiste de finas placas de ferrita. As placas crescem em grupos chamados de feixes. Dentro de cada feixe, as placas são paralelas e com idêntica orientação cristalográfica, cada um com um comportamento cristalográfico bem definido. As placas individuais em um feixe são freqüentemente chamados de “sub – unidades” da bainita. Eles são usualmente separados por baixo limite de desorientação ou partículas de cementita (KRAUSS, 2005; DAVENPORT, 1970).

A bainita inferior tem uma microestrutura e característica cristalográfica que são muito similares às da bainita superior. A principal distinção é que partículas de cementita também precipitam dentro das placas de ferrita. Há, portanto, dois tipos de cementita precipitada: aquelas que crescem da austenita enriquecida de carbono que separa as plaquetas de ferrita bainítica e outras que aparecem precipitadas na ferrita supersaturada. Esta última partícula mostra a relação da orientação de revenimento que é encontrado quando carbonetos precipitam durante o tratamento térmico da martensita, freqüentemente descrito como a relação de orientação de Bagaryatski (KRAUSS, 2005).

Os carbonetos na ferrita não precisam ser sempre da cementita. Depende da composição química e da temperatura de transformação, outros carbonetos de transição podem se precipitar (KRAUSS, 2005; DAVENPORT, 1970).

Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com poucos nanômetros de espessura e aproximadamente 500nm de comprimento. Porque eles precipitam dentro da ferrita, uma pequena quantidade de carbono é dividida na austenita residual. Isto significa que partículas finas de cementita se precipitaram entre as placas de ferrita, quando comparado com a microestrutura bainítica superior. Uma importante consequência é que a bainita inferior é usualmente encontrada sendo mais dura do que a bainita superior e também tende a ser mais resistente. As partículas de cementita grosseiras na bainita superior são mais propícias para nuclear vacâncias e trincas por clivagem.

Há um grande mercado para aços com resistência abaixo de 1000 MPa, e onde o teor total da liga raramente excede 2% em peso. Os aços bainíticos são bem aceitos para aplicações dentro destas limitações. No entanto, no projeto destas ligas deve se ter cuidado para se obter a correta microestrutura.

Aços com inadequada endurecibilidade ou temperabilidade tendem a se transformar em uma mistura de cristal alotriomórfico de ferrita e bainita. Tentativas para melhorar a endurecibilidade usualmente conduzem a uma microestrutura parcialmente martensítica. A solução portanto, está em aços de baixa liga, aço de baixo carbono, contendo baixas quantidades de boro e molibdênio para suprimir a formação de cristais alotriomórficos de ferrita e bainita. Outra solução adicional é, na presença

do boro, manter suficientemente baixo o teor de liga, para evitar a formação de martensita. Aços parecidos com este são encontrados, com o objetivo de transformar praticamente em uma microestrutura totalmente bainítica, com muito pouca martensita, usando tratamento térmico de normalização.

Os aços bainíticos mordenos são projetados com grande redução de carbono e outras concentrações de elementos de liga. Estes são então processados usando resfriamento acelerado para se obter adequada microestrutura bainítica. A reduzida concentração de liga não só nos dá boa soldabilidade, mas também, uma alta resistência devido a refinada microestrutura bainítica (KRAUSS, 2005).

### 2.4.3 Martensita

O tratamento térmico de têmpera da austenita em um aço pode levar à formação de martensita, uma fase muito dura em que o carbono, anteriormente em solução sólida na austenita, permanece em solução na nova fase. Diferentemente da ferrita e da perlita, a martensita se forma pela deformação do retículo austenítico sem nenhuma difusão dos átomos.

A transformação martensítica ocorre quando a taxa de resfriamento é rápida suficiente para prevenir a difusão do carbono, qualquer difusão resultará na formação das fases ferrita e cementita. A deformação causada na região transformada consiste em um grande cisalhamento e uma expansão volumétrica.

A martensita é uma estrutura monofásica de não-equilíbrio, que resulta a partir de uma transformação da austenita sem difusão, transformação por cisalhamento, que é, em caráter, altamente cristalizado porque é gerado por uma específica deformação da austenita. Quando a formação de martensita é comprimida pelos seus arredores, forma finas placas ou ripas para minimizar a energia de deformação interna.

A reação martensítica nos aços normalmente acontece atermicamente, a fração transformada depende de temperaturas abaixo da temperatura  $M_s$  (temperatura de início da transformação da martensita), uma vez que a transformação martensítica não envolve difusão, ela ocorre quase que instantaneamente; os grãos de martensita se nucleiam e crescem numa taxa muito rápida – a velocidade do som dentro da matriz de

austenita. Assim, a taxa de transformação martensítica, para todos os propósitos práticos, é independente do tempo.

Sendo uma fase de não-equilíbrio, a martensita não aparece no diagrama de fase ferro-carbono. A transformação da austenita para a martensita é, entretanto, representada no diagrama de transformação isotérmica (CALLISTER, 2007; KRAUSS, 2005).

A presença de elementos de liga, além do carbono (por exemplo, Cr, Ni, Mo e V) ocasionam significativas mudanças nas posições e na forma das curvas nos diagramas de transformação isotérmica. Estas mudanças podem gerar um deslocamento do cotovelo da transformação austenita à perlita, para tempos de permanência maiores, pode ocorrer um nariz da fase proeutetóide. se tal existir, ou formação de um separado “nariz” da bainita. Pode-se visualizar estas mudanças comparando-se as figuras 2.4.3.1 e 2.4.3.2, que são os diagramas de transformações isotérmicas para aços carbono e aços liga, respectivamente (CALLISTER, 2007; KRAUSS, 2005).

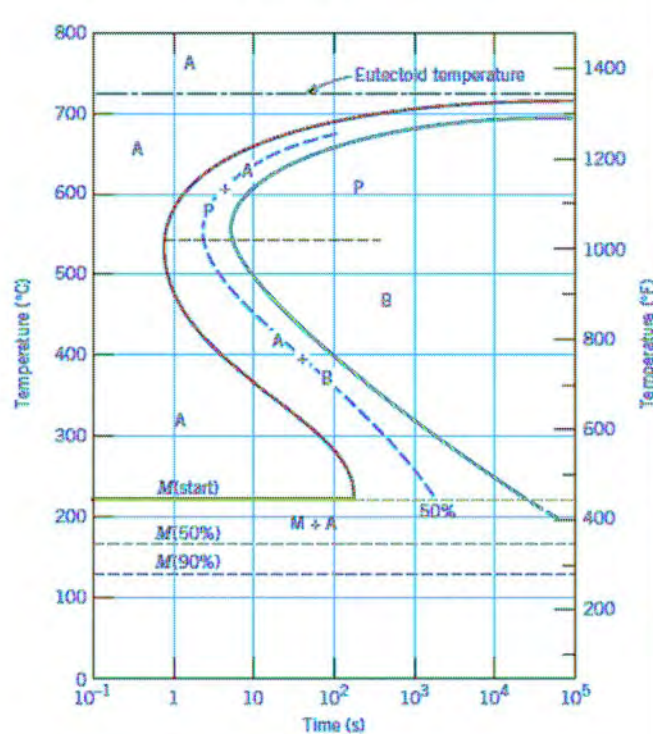


Figura 2.4.3.1 - O diagrama completo da transformação isotérmica de uma liga ferro-carbono eutetóide. Composição: A, austenita; B, bainita; M, martensita; P, perlita (CALLISTER, 2007).

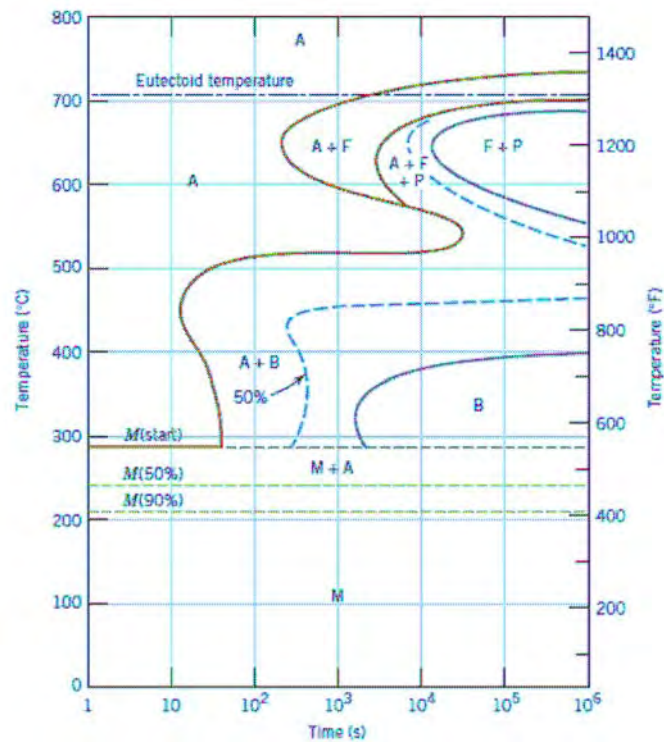


Figura 2.4.3.2 – Diagrama de transformação isotérmica para uma liga de aço (tipo 4340): A, austenita; B, bainita; P, perlita, M, martensita; F, ferrite proeutetoide. (BOYER, 1977)

Das várias microestruturas que podem ser produzidas para um dado aço, a martensita é a mais dura e a mais forte e, em adição, a mais frágil.

O aço martensítico é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro com estrutura tetragonal. Para ligas que tem uma baixa temperatura  $M_s$  ou alta concentração de carbono, os átomos de carbono tendem a se ordenar de certa forma que a estrutura cristalina muda de cúbico de corpo centrado (CCC - para tetragonal de corpo centrado, TCC – martensita). A tetragonalidade da martensita ordenada cresce com a quantidade de carbono, isto implica que com teor de carbono zero a estrutura pode ser CCC, livre de distorções.

Para melhorar as propriedades mecânicas da martensita, utiliza-se um tratamento térmico chamado de revenimento que tem como finalidade aliviar as tensões internas aumentando a ductilidade e tenacidade do material, pois o aço no seu estado temperado é muito duro e frágil (KRAUSS, 2005).



#### 2.4.4 Austenita Retida

A principal causa de retenção da austenita é a composição química dos aços. Um dos elementos mais importantes é o carbono, pois ele modifica o diagrama TTT, ou seja, abaixa a linha de formação da martensita, sendo assim, o carbono dificulta o cisalhamento da austenita, pois o carbono em solução sólida aumenta a resistência, sendo necessário maior esforço para que tenha início a transformação da martensita (PICKERING, 1977).

A austenita que não se transforma em martensita pelo tratamento térmico (usualmente têmpera) é chamado de Austenita Retida (RA). Assim, a austenita retida ocorre quando os aços não são temperados até o patamar de  $M_f$ , ou na temperatura do término da transformação martensítica, porque o patamar de  $M_f$  está abaixo da temperatura ambiente em ligas específicas, contendo mais de 0,30% de carbono e outros elementos de liga, encontramos as quantidades de austenita não transformadas, ou austenita retida, entremeadas com martensita em temperatura.

Na Figura 2.4.4.1, a austenita retida é uma forma cristalina específica encontrada no ferro e no aço. As agulhas de cor escura são indicadas como cristais de martensita revenida e as de cor clara são áreas com cristais de austenita retida.

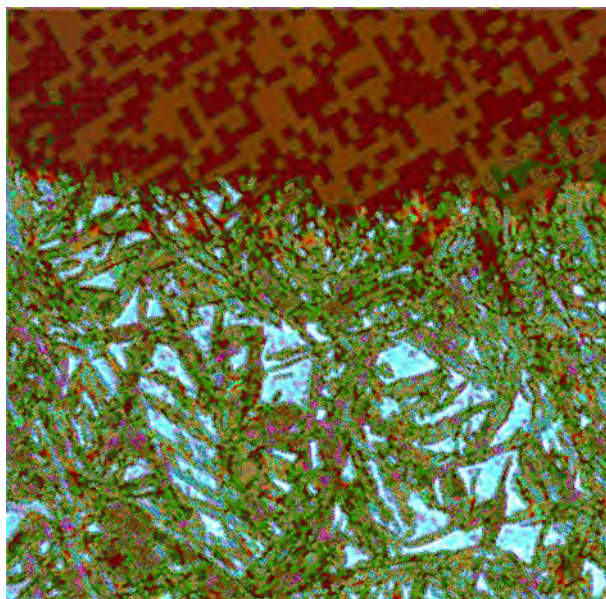


Fig. 2.4.4.1. RA presentes em um caso carburado componente [1]. Fotomicrografia cortesia de Alan Stone, Aston Metalúrgica Serviços ([www.astonmet.com](http://www.astonmet.com)). Etchant: Nital 2%. 1.000 ×

A quantidade de austenita retida é uma função do teor de carbono como já mencionado, teor de liga (principalmente níquel e manganês), temperatura de têmpera, posterior e / ou mecanismos de tratamento térmico. Dependendo da composição química do aço e tratamento térmico específico, o nível de austenita retida pode variar de mais de 50% na estrutura para quase zero. Apesar de grandes quantidades de austenita retida (>15%) poderem ser detectadas e estimadas por microscopia óptica, equipamentos e técnicas específicas, como métodos de difração de raios-x, são utilizados para medir com precisão a quantidades de austenita retida tão baixas quanto 0,5%.

Como comenta Sakar (2008), o tamanho de grão também desempenha um papel importante na determinação da recristalização da austenita e subsequente transformação de fase durante o processamento dos aços. Uma estrutura fina de austenita é desejada para produzir uma transformação de um produto com grãos refinados. Nos aços microligados modernos, vários elementos de microligas como nióbio, vanádio e/ou titânio são usados em combinação com adequado processamento termo-mecânico, para obter a distribuição de tamanho de grão da austenita em temperaturas elevadas, que conduzirá a uma microestrutura desejada para se obter o aço *Complex Phase* após a transformação de fase (GUTHRIE, 1990; DUBOIS, 1998; GIUMELLI, 1999; H & M ANALYTICAL SERVICES, 2011).

A martensita é dura, resistente e frágil enquanto que a austenita é macia e resistente. Em alguns casos, quando combinadas, a mistura de austenita e martensita cria uma composição no material que pode aproveitar os efeitos benéficos de cada fase para melhorar as propriedades mecânicas. Um exemplo típico desta boa combinação é apresentado pelos aços TRIP, esta combinação de martensita e austenita melhora a ductibilidade e a resistência simultaneamente, traduzindo-se em boa tenacidade.

### 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E METODOLOGIA

#### 3.1 Material

O aço estudado é um aço multifásico de baixo carbono disponível no mercado em bobinas laminados a quente CPW 800. Sua estrutura é formada basicamente por uma estrutura ferrítica/ bainítica. Dentro da matriz pode ser encontrada martensita, austenita retida e perlita. Este material oferece alto limite de resistência, entre 800 e 950 MPa e limite de escoamento entre 600 a 720 MPa. É apropriado para a produção de peças com baixo peso, por conformação a frio e sujeitas a grande impacto, com grande utilização em peças automotivas como viga da porta, pilar B reforçado, perfis, reforço da estrutura, batentes e chassis. O material aqui estudado foi cedido pela empresa automobilística Renault e sua composição é dada na Tabela 3.1.1.

Tabela 3.1.1 – Composição química do aço *Complex Phase* CPW 800 (RENAULT DO BRASIL, 2009)

<b>Elemento de Liga</b>	<b>% em Peso</b>
Carbono (C)	0,12
Silício (Si)	0,60
Manganês (Mn)	1,60
Fósforo (P)	0,01
Enxofre (S)	0,01
Cromo (Cr)	0,30
Níquel (Ni)	0,018
Molibdênio (Mo)	0,01
Alumínio (Al)	0,03
Titânio (Ti)	0,096
Vanádio (V)	0,005
Nióbio (Nb)	<0,005
Boro (B)	<0,005

### 3.2. Amostras

Os corpos-de-prova (CDP) para execução do processo de pré-deformação e envelhecimento foram extraídas de uma chapa com as seguintes dimensões: 2,3 mm de espessura, 300 mm de largura e 300 mm de comprimento. Os CDP's para o processo *Bake Hardening* foram confeccionadas por usinagem, em formato retangular segundo a norma ASTM E8 / E8M, nas dimensões de 100 mm de comprimento, 10 mm de largura e 2,3 mm de espessura (como fornecida) como mostra a Fig. 3.2.1 e a Tabela 3.2.1, de modo que o eixo longitudinal da amostra coincidissem com a direção de laminação da chapa.

Os CDP's para tratamento térmico foram usinados no Laboratório de Usinagem de Precisão e de Comando Numérico Computacional do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP.

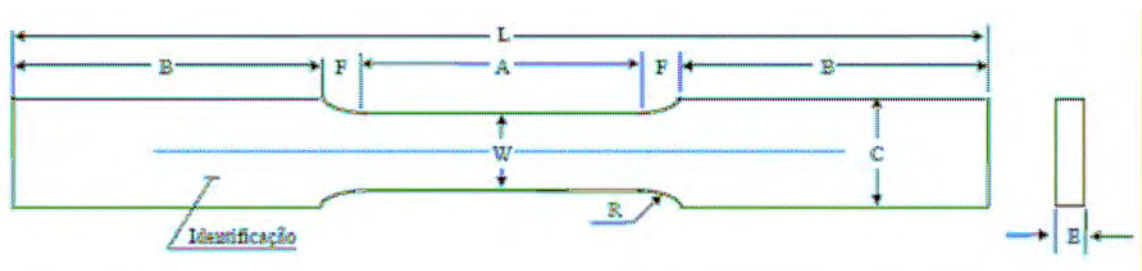


Figura 3.2.1 – Corpo-de-prova para o efeito *Bake Hardening*.

Tabela 3.2.1 – Dimensões do corpo-de-prova para o ensaio de tração (mm).

<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>	<b>E</b>	<b>F</b>	<b>L</b>	<b>R</b>	<b>W</b>
32,0	29,5	10,0	2,3	4,5	100	6	6

### 3.3 Efeito *Bake Hardening*

O método deste experimento tem como finalidade obter uma estrutura mais resistente através do efeito *Bake Hardening* (BH) que consiste na pré-deformação e posterior envelhecimento do material, simulando o processo de pintura e cura executado nas indústrias automobilísticas.

### 3.3.1 Ensaio de Pré-Deformação

Para o ensaio *BH*, a pré-deformação tem um papel muito importante para elevar a resistência do material para valores de deformação específicos, como menciona o trabalho de Murari (2009), pois peças conformadas atingem resistência a vinco e rigidez mecânica equivalentes às dos aços microligados de alta resistência (GORNI, 2008).

As pré-deformações foram feitas no Laboratório de Ensaio Mecânicos no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá - o equipamento utilizado foi uma máquina de tração AUTOGRAPH–SHIMADZU–AG-X, eletro-mecânica, com célula de carga com capacidade de 50 KN. A velocidade do deslocamento do cabeçote foi de 1,0 mm/min.

Os CDP's, antes do ensaio de pré-deformação, foram preparados adequadamente, porém houve a necessidade de lixar as suas extremidades para evitar o escorregamento em sua fixação nas garras universais durante o ensaio de tração.

A fixação nas garras universais é feita através da elevação da força gerando uma tensão na cunha, o CDP tendo um tamanho considerado pequeno para o sistema de tração, ocasionou escorregamento mascarando o resultado obtido.

As lixas utilizadas para se ranhurar as extremidades dos CDP's para se evitar o escorregamento no ensaio de tração possuem granulação de #100.

De acordo com a Norma A1008/A1008M – 10 e por contatos feitos (Instituto de Tecnologia da Aeronáutica - I.T.A: Luis Claudio Soares Lima e Usiminas: Willy Ank de Moraes - Engenheiro de Produto Sênior, MSc. – Controle Integrado de Produto), foi considerada uma pré-deformação de  $2\% \pm 1\%$  nos índices *Bake Hardening* e *Work Hardening*, para simular o efeito da deformação gerada na estampagem do material na indústria.

### 3.3.2 Tratamento Térmico

O tratamento térmico para o efeito *Bake Hardening* como mostra a Norma A1008/A1008M consiste em elevar a temperatura do material a 180° C por 20 minutos

simulando como já mencionado o processo de cura da pintura na indústria automobilística. Porém, para compreender melhor o comportamento e o processo de endurecimento no efeito *Bake Hardening* para o aço *Complex Phase*, as temperaturas foram selecionadas às seguintes situações:

1. **180°C** - devido a Norma e ao processo automobilístico para ensaios *Bake Hardening*;
2. **125°C** - baseado no trabalho de Doutorado de Murari (2009), que estuda o efeito *Bake Hardening* para os aços *Dual Phase*, onde se verifica uma transição no aumento de resistência do material na temperatura mencionada;
3. **25°C** – para verificar o comportamento do material na temperatura ambiente, pois o processo pode ocorrer durante a estocagem.

A Tabela 3.3.2.1 mostra os tempos pré-determinados, para cada temperatura, com a finalidade de analisar o efeito de envelhecimento através do tempo. Estes parâmetros foram definidos de acordo com dados disponíveis na literatura (MURARI, 2009, SAMEK, 2008; PANDA,1992; BYUN,1984).

Tabela 3.3.2.1 - Valores de tempo e temperatura de envelhecimento utilizados

Temperatura	Tempos (s)				
	1	2	3	4	5
<b>180°C</b>	300	1.200	6.000	60.000	600.000
<b>125°C</b>	600	6.000	60.000	600.000	3.000.000
<b>25°C</b>	2.100.000	3.000.000	4.800.000	6.000.000	9.000.000

Os tratamentos térmicos de envelhecimento após a deformação são mostradas nos gráficos esquemático a seguir, representam as rotas de tratamentos térmicos que foram aplicados aos CDP's, conforme as Figuras 3.3.2.1, 3.3.2.2 e 3.3.2.3.

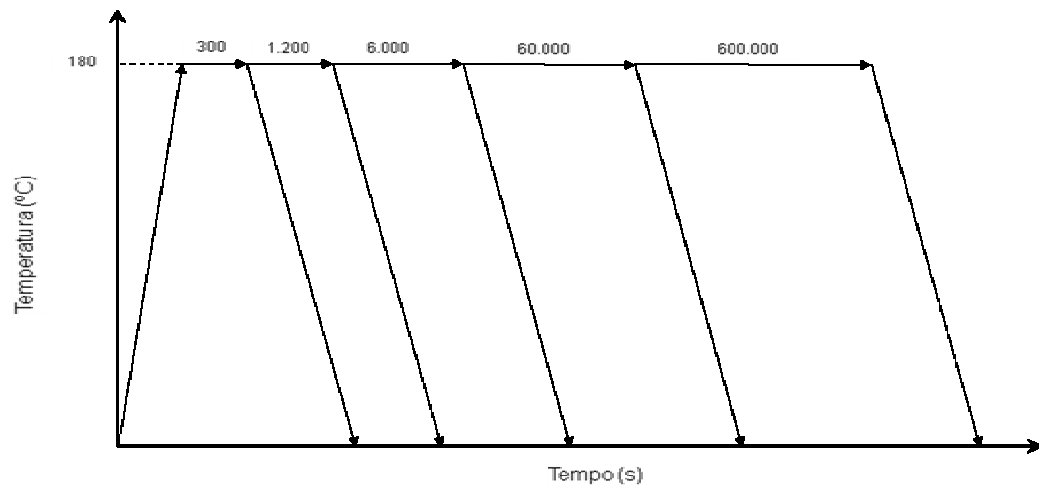


Figura 3.3.2.1 - Rotas de Envelhecimento para a temperatura de 180°C.

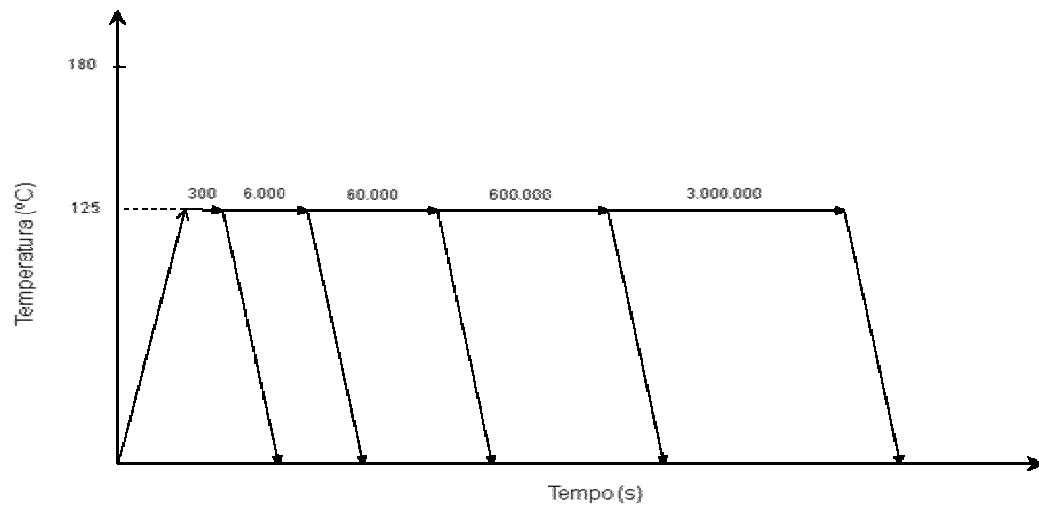


Figura 3.3.2.2 - Rotas de Envelhecimento para a temperatura de 125°C

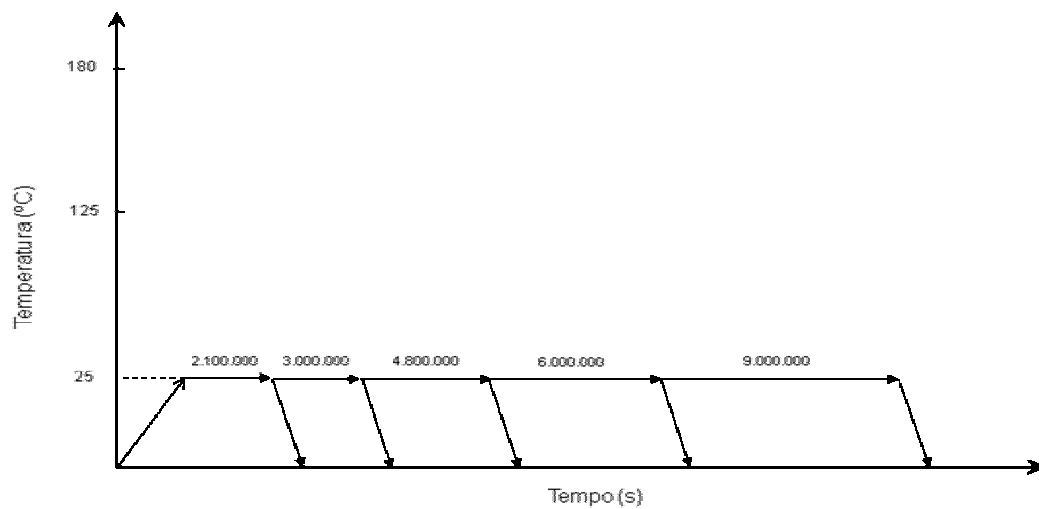


Figura 3.3.2.3 - Rotas de Envelhecimento para a temperatura de 25°C

Após os tempos de envelhecimento, nas temperaturas indicadas, os CDP's foram resfriados em água a 2°C, seguindo procedimento mencionado na literatura (MURARI, 2009; WATERSCHOOT, 2004).

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Tratamento Térmico do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP, em forno Mufla Quimis com capacidade de temperatura de 1300 °C com controlador digital, conforme mostram as Figuras 3.3.2.4 e 3.3.2.5.



Figura 3.3.2.4 – Forno Mufla Quimis vista frontal



Figura 3.3.2.5 – Forno Mufla Quimis aberto em perspectiva

### 3.3.3 Cinética de Envelhecimento

Após a aplicação de pré-deformação de 2% em tração, foram realizados experimentos visando a caracterização do fenômeno de envelhecimento.



Através da diferença entre o limite de escoamento inferior, após o tratamento de térmico de envelhecimento, e a tensão obtida para a pré-deformação de 2%, pode-se obter o aumento de resistência devido ao envelhecimento avaliado por meio do valor *Bake Hardening* (*BH*).

Para o cálculo das tensões foram utilizadas as áreas iniciais dos corpos-de-prova, para cada condição de tempo e temperatura de envelhecimento foram ensaiados 3 CDP's tratados de maneira idêntica.

A cinética de envelhecimento foi determinada por meio da forma generalizada da equação de Harper:

$$Y = (BH_{2;t})/(BH_{2;\max}) \quad (6)$$

onde  $Y$  é a fração envelhecida,  $BH_{2;t}$  é o valor  $BH$  para uma pré-deformação de 2% em tração após um tempo  $t$  de envelhecimento a uma dada temperatura e  $BH_{2;\max}$  é o valor máximo ou de saturação atingido pelo parâmetro  $BH_2$  nessa mesma temperatura.

### 3.4 Ensaio de Tração

As propriedades mecânicas do aço *Complex Phase* foram avaliadas por meio de ensaios de tração monotônica. Foram determinados, principalmente, os parâmetros resistência à tração, limite de escoamento e ductilidade.

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, da Universidade Júlio de Mesquita Filho (FEG/UNESP), de acordo com a norma ASTM E8M-95a, que rege sobre os ensaios de tração para materiais metálicos à temperatura ambiente.

O equipamento utilizado foi uma máquina de tração AUTOGRAPH-SHIMADZU-AG-X, eletro-mecânica, com célula de carga com capacidade de 50 KN. A velocidade do deslocamento do cabeçote foi de 1,0 mm/min.

O ensaio consiste em fixar o CDP no conjunto de garras da máquina, o qual é tracionado de modo uniaxial, com velocidade controlada e constante até a ruptura da

amostra. Na Figura 3.4.1, pode-se observar os componentes da máquina de tração utilizados e na Figura 3.4.2 pode-se observar o posicionamento do CDP na máquina.



Figura 3.4.1 - Componentes da máquina de tração utilizados.



Figura 3.4.2 - Posicionamento do CDP na máquina.

A máquina nos fornece os dados de Tensão [MPa] e aumento do comprimento (deformação)  $l_0$  [mm], onde foram registrados nos gráficos de Tensão x Deformação

todos os dados obtidos, sendo possível analisar o comportamento do material ao longo do ensaio.

### 3.5 Ensaio de Dureza

As medidas de dureza Vickers foram realizadas em um microdurômetro tipo MICROMET 2004, fabricado pela BUHLER com carga de 100 gF e tempo de endentação de 15 segundos numa superfície polida, instalado no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP. Na Figura 3.5.1, pode-se observar um Microdurômetro.



Figura 3.5.1 Figura de um Microdurômetro

O ensaio de dureza estático consiste na impressão de uma pequena marca feita na superfície do corpo de prova, pela aplicação de pressão, com uma ponta de penetração. A medida da dureza do material é dada em função das características da marca de impressão e da carga aplicada.

As medidas de dureza foram feitas na superfície das amostras das diferentes condições de envelhecimento (Tabela 3.3.2.1). Avaliou-se 10 medidas de cada amostra com espaçamento de 30  $\mu\text{m}$  entre as medidas, de acordo com a Norma ASTM E384-10e2.

### 3.6 Caracterização Microestrutural

Para a caracterização microestrutural do aço *Complex Phase*, amostras das diferentes rotas de temperatura e tempo de envelhecimento, atacadas com reativo nital 2%, foram observadas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foram analisadas seções perpendiculares à direção de laminação.

#### 3.6.1 Metalografia

A metalografia das amostras foi realizada através de técnicas convencionais seguindo os processos normatizados pela ASTM E 3-10 (2007) de seccionamento, embutimento, lixamento, polimento e foram realizados no Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP. Foram usadas lixas com granulometria de 100, 220, 320, 400, 500, 600, 800, 100 e 1200. O polimento foi realizado com OP-U Suspension (0,25 $\mu$ m), fabricação STRUERS. Para revelar a microestrutura das amostras utilizadas no estudo, através de microscopia óptica, foi utilizado ataque químico com os reativos nital a 2% (COLPAERT, 2008; MERWIN, 2009).

#### 3.6.2 Ataque Químico e Microscopia Óptica

O reativo nital é composto de uma solução de ácido nítrico em álcool etílico. O ataque é feito através do esfregamento da superfície polida da amostra, por um intervalo de tempo que varia de 5 à 7 segundos. O reativo nital foi usado para distinguir a ferrita dos produtos de transformação da austenita, tais como bainita, martensita e austenita retida. A ferrita fica clara, com seu contorno de grão bem definido (KARELOVA, 2008; MERWIN, 2009).

Todas as imagens obtidas foram realizadas no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMAT) do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP. As imagens foram fotografadas em campo claro, utilizando um microscópio óptico NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um PC e a uma câmera digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, usando-se o software AXIO VISIO – ZEISS.

### 3.6.3 Microscopia Eletrônica de Varredura

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura da Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço - I.A.E/D.C.T.A. O equipamento utilizado foi um microscópio da marca ZEISS, modelo LEO 430, série 430-24 C3, com acessório LEICA S430i.

Para revelar a microestrutura das amostras através de microscopia eletrônica de varredura, realizou-se o ataque químico com o reativo nital 2%. Estes corpos de prova foram levados ao dissecador com vácuo melhor que  $1 \times 10^{-5}$  para retirar a umidade presente.

Foram feitas análises da superfície e análises fractográficas (Retroespalhado) da amostra com ampliações de 1000, 3000 e 5000 vezes. As imagens foram capturadas com uma câmera da marca Edwards 100CM3, série 5049905, de forma aleatória ao longo de toda a superfície das amostras, armazenada em formato TIFF.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos através dos ensaios experimentais do aço *Complex Phase* (CPW 800), onde serão observados os ganhos de resistência através do processo de envelhecimento após deformação nas diferentes temperaturas de ensaio.

Em geral, a bibliografia não relata detalhes sobre métodos de envelhecimento para os aços multifásicos *CP*, porém, através de trabalhos de aços relacionados como *Dual Phase* e *TRIP* foram traçados alguns comparativos desta nova classe de aço de fases múltiplas obtendo resultados de importância para o mercado automobilístico.

Alguns dos ensaios tiveram grande importância para a comprovação do processo, como os ensaios de tração, ilustrados pelos gráficos de tensão ( $\sigma$ ) e alongamento ( $\epsilon$ ) versus tempo (s) para as temperaturas mencionadas no capítulo 3 (Tabela 3.3.2.1), também são apresentados os valores de Dureza Vickers (HV) versus tempo (s) (Tabela 4.2.1, 4.2.2 e 4.23), cinética de envelhecimento, análises de Microscopia Óptica e Microscopia de Varredura.

### 4.1 Ensaios de Tração

É apresentado um gráfico de cada ensaio para ilustrar a curva típica obtida em cada temperatura e tempo de envelhecimento pré-determinado. Os gráficos de pré-deformação foram tracionados com  $2 \pm 1\%$  de deformação inicial, após esta pré-deformação, os CDP's passaram pelo processo de envelhecimento nas temperaturas de 25°C (estocagem), 125°C (transição de resistência para patamares de tempos entre 6.000 e 8.400 segundos) e 180°C (efeito *Bake Hardening*), variando o tempo de permanência no forno. Logo após o envelhecimento foram levados ao ensaio de tração até a ruptura onde foram plotados cada curva separadamente.

Na Figura 4.1.1 é ilustrado o ensaio de pré-deformação para material como fornecido. Pode-se identificar o valor de tensão atingido para o limite de escoamento de 716,8 MPa e tensão máxima em torno de 768 MPa, sua deformação atingiu aproximadamente 5,6 % de seu comprimento inicial. Observar-se também que a deformação na região plástica variou de 3,2 à 5,6%, correspondendo à 2,4% de

deformação plástica, para a pré-deformação. Nos ensaios subseqüentes foram feitos 3 ensaios para cada situação, porém é mostrado apenas um gráfico de cada situação para ilustrar o processo.

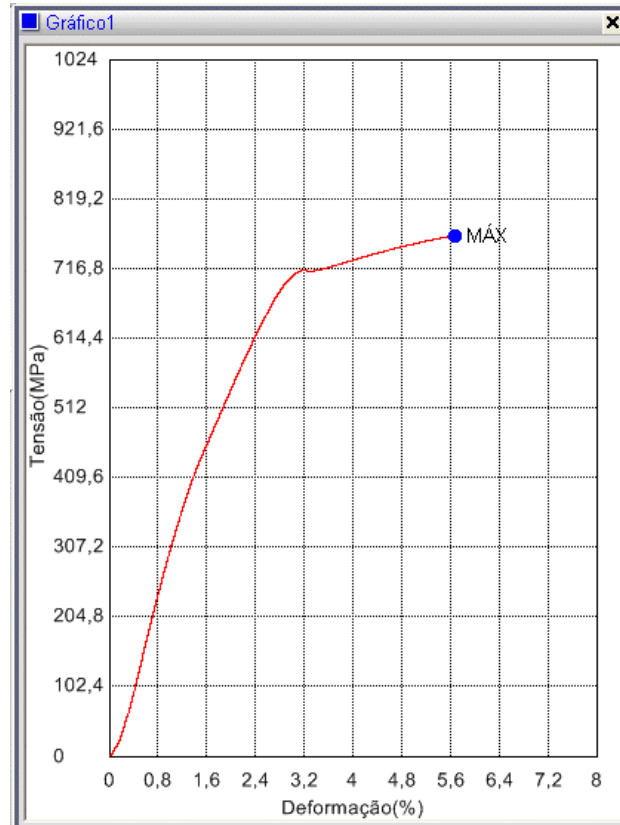


Figura 4.1.1 Ensaio de Pré-Deformação para a simulação de estamparia conforme Norma A1008/A1008M – 10 para ensaio *Bake Hardening*. (CDP18)

A seguir serão representados os gráficos do ensaio de tração até a ruptura dos CDP's após a pré-deformação e envelhecimento. os primeiros gráficos são para temperatura de 25°C variando os tempos de permanência ao forno de 2.100.000 à 9.000.000 segundos.

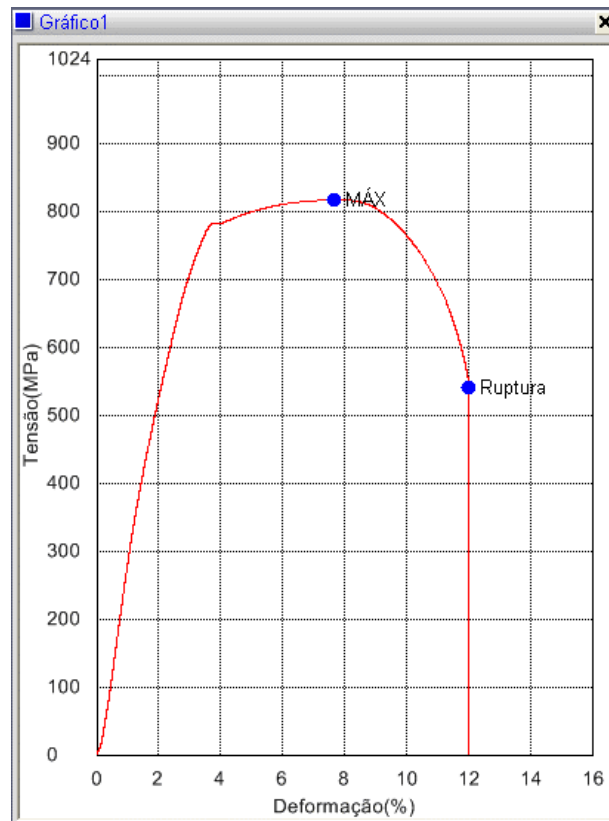


Figura 4.1.2 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 2.100.000 segundos para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 1)

Como se pode observar, a Figura 4.1.2 em comparação com a Figura 4.1.1, houve um significativo aumento no limite de escoamento de 716,8 MPa à 792 MPa aproximadamente entre a pré-deformação e o recarregamento após tratamento térmico de envelhecimento em 25°C por 2.100.000 segundos. Este resultado confirma o envelhecimento que ocorre nos materiais em condições de estoque em temperatura ambiente, sem o efeito do envelhecimento, o escoamento plástico após a pré-deformação deveria retornar na tensão de 768 MPa, porém, devido ao envelhecimento a tensão de escoamento se elevou para 792 MPa, para esta condição o alongamento total atinge 12%.

Com o aumento do tempo de permanência em forno para o envelhecimento em temperatura ambiente pode-se observar que o ganho no limite de escoamento tende a se estabilizar como mostra a Figura 4.1.3.



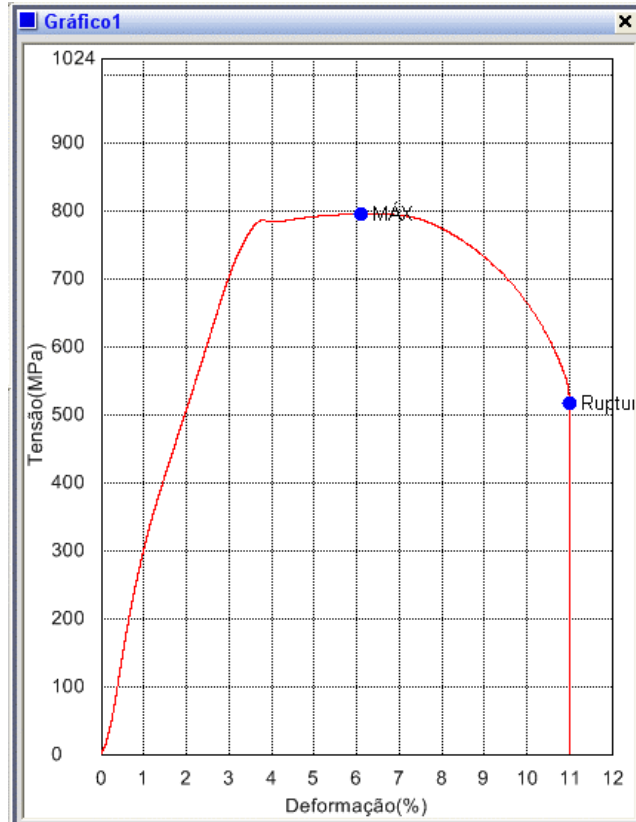


Figura 4.1.3 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 3.000.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 40)

Pode-se observar na Figura 4.1.3 que o limite de escoamento se mantém constante enquanto o alongamento total fica em torno de 11% para o tempo de 3.000.000 segundos, mostrando uma tendência na estabilidade do processo de envelhecimento para estes aços.

Na Figura 4.1.4, para o tempo de envelhecimento de 4.800.000 segundos, houve um ligeiro decréscimo no limite de escoamento, porém esta variação não é significativa considerando os longos tempos de envelhecimento. O limite de escoamento alcançado foi de 787 MPa e o alongamento próxima de 11,8% da área inicial.

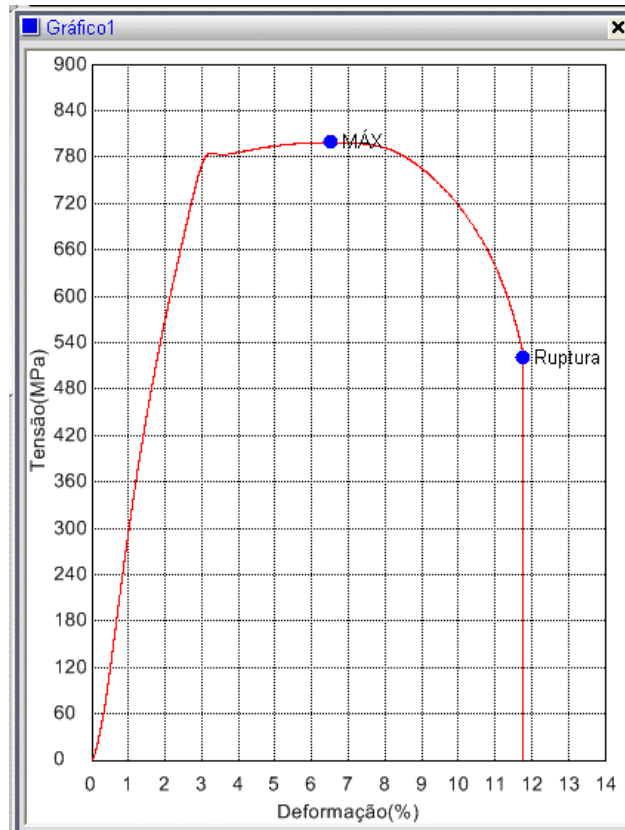


Figura 4.1.4 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 4.800.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 42)

Na Figura 4.1.5, para o tempo de envelhecimento de 6.000.000 segundos, esta tendência se mantém para o envelhecimento em temperatura ambiente, com o limite de escoamento de aproximadamente 790 MPa e alongamento total em torno de 11,8%.

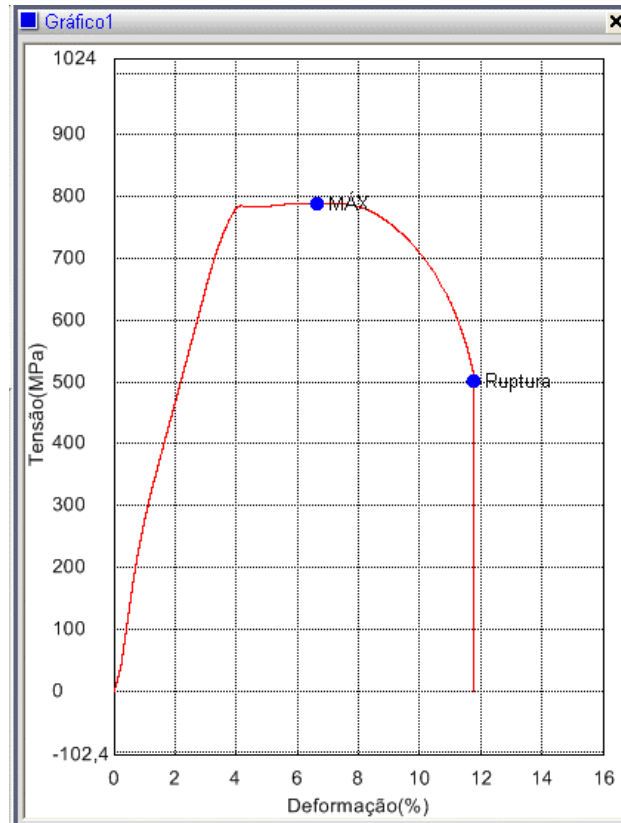


Figura 4.1.5 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 6.000.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 49)

Na Figura 4.1.6 a tendência se confirma, para o envelhecimento em temperatura ambiente e tempo de 9.000.000 segundos, tendo um decréscimo agora na deformação, com o limite de escoamento de aproximadamente 790 MPa e alongamento de 11,4%, porém esta variação na deformação é pouco significativa para o processo, devido a sua baixa variação.

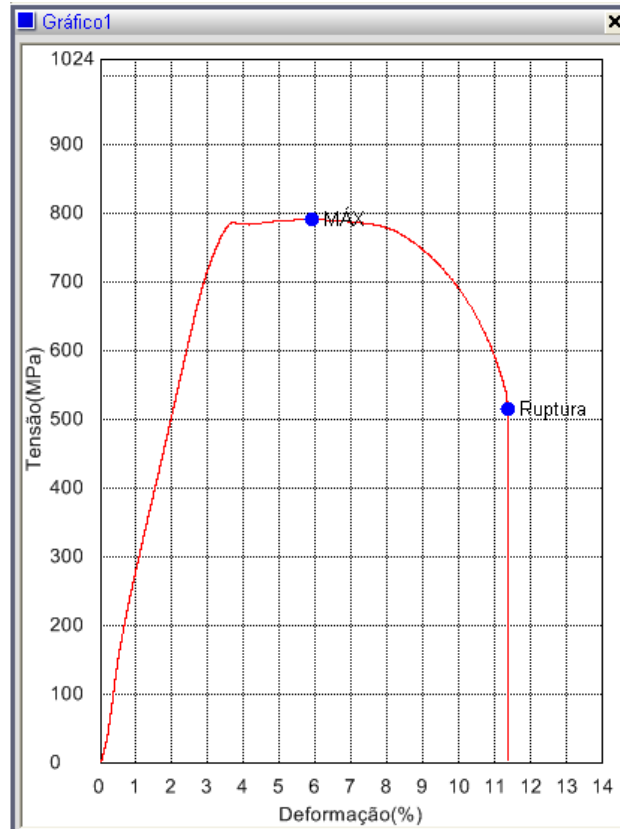


Figura 4.1.6 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 25°C tempo de 9.000.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 52)

Esta tendência no limite de escoamento e na deformação mostra que para os diferentes tempos de envelhecimento não houve ganho de resistência do material, porém houve um significativo acréscimo de resistência entre a pré-deformação e o envelhecimento natural.

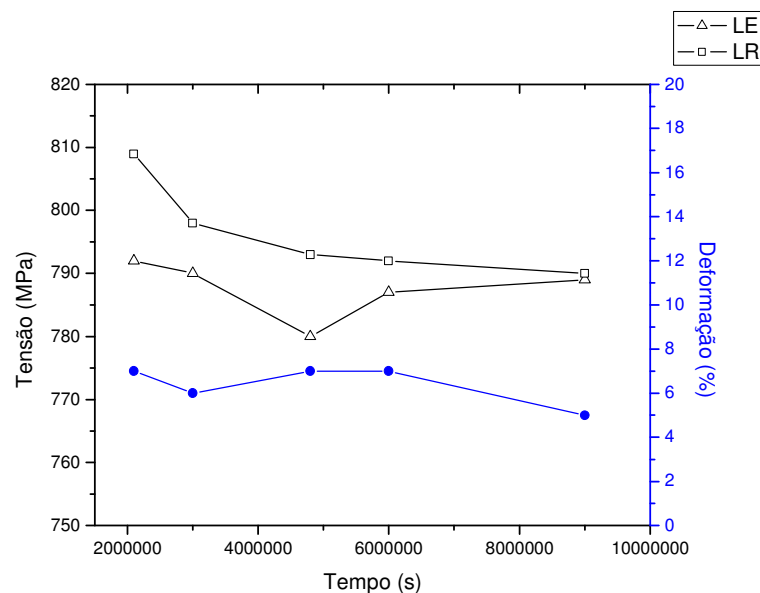
Na Tabela 4.1.1 pode-se ver a estreita variação do Limite de Escoamento, do Limite de Resistência e Alongamento em função do tempo de envelhecimento natural (temperatura de 25°C), estes valores foram obtidos através da média dos três (03) ensaios feitos para cada condição de tempo e temperatura. Nota-se que o maior valor atingido foi para o tempo de envelhecimento de 2.100.000 segundos com limite de escoamento de 792 MPa e limite de resistência de 809 MPa, para um alongamento de 7%.

Tabela 4.1.1 Propriedades Mecânicas para o Ensaio de Envelhecimento a 25°C

<b>Tempo</b> <b>(segundos)</b>	<b>LE (MPa)</b> $\sigma_E$	<b>LR (MPa)</b> $\sigma_R$	<b>Deform. (%)</b> $\epsilon$	<b>Desv.</b> <b>Pad.</b> $\sigma_E$
<b>2.100.000</b>	<b>792</b>	<b>809</b>	<b>7</b>	<b>1</b>
<b>3.000.000</b>	<b>784</b>	<b>798</b>	<b>6</b>	<b>3</b>
<b>4.800.000</b>	<b>780</b>	<b>793</b>	<b>7</b>	<b>0</b>
<b>6.000.000</b>	<b>787</b>	<b>792</b>	<b>7</b>	<b>3</b>
<b>9.000.000</b>	<b>789</b>	<b>790</b>	<b>5</b>	<b>3</b>

\* Valor de referência da pré-deformação: LE = 716,8 MPa

A Figura 4.1.7 confirma a tendência mostrada através dos ensaios de tração acima mencionados, onde os valores de resistência e deformação do material variam em uma estreita faixa. Pode-se notar uma estabilidade em toda extensão do gráfico mostrando que para tempos de envelhecimento variando de 2.100.00 à 9.000.000 segundos não há significativa alteração nos valores de resistência do material, causando poucas alterações ao material estocado. O gráfico de tensão por deformação convencional foi alterado agregando um novo parâmetro, o tempo de envelhecimento, para melhor descrever o processo. Note-se que o processo de envelhecimento pouco afeta o limite de resistência, porém, devido ao aumento do limite de escoamento há uma tendência deste em aproximar-se do limite de resistência.

Figura 4.1.7 Gráfico  $\sigma_E$ ,  $\sigma_R$  e  $\epsilon$  em função do tempo para temperatura de 25°C

Na Figura 4.1.8 inicia-se o estudo do envelhecimento para a temperatura de 125°C no tempo de envelhecimento de 600 segundos, para este novo patamar de temperatura pode-se observar que, semelhante aos ensaios na temperatura de 25°C, o material atingiu um limite de escoamento de 785 MPa e com um alongamento de 11,6% aproximadamente, esta proximidade nos valores se dá pelo curto tempo de envelhecimento nesta temperatura.

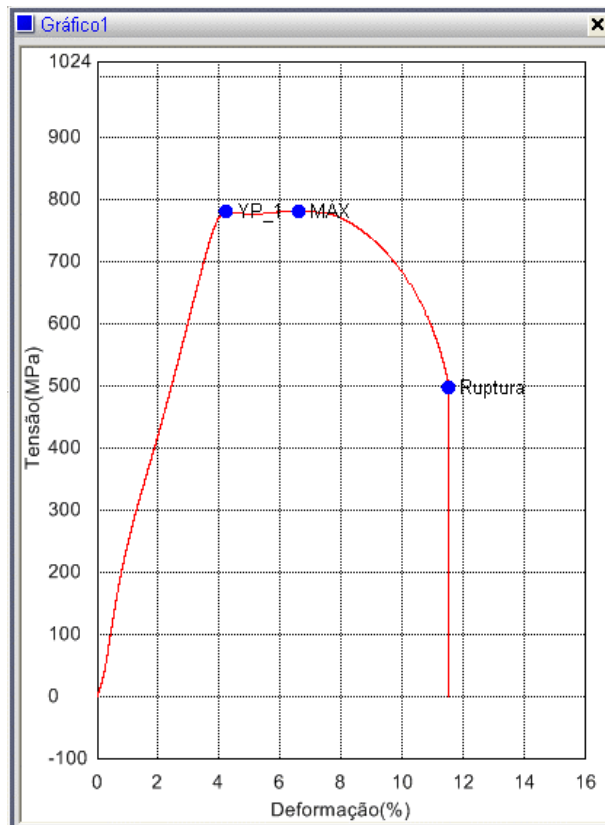


Figura 4.1.8 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 600s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 32)

Na Figura 4.1.9, para o tempo de envelhecimento de 6.000 segundos, percebe-se um leve acréscimo de resistência de 24MPa para este material na temperatura de 125°C, este valor mostra-se compatível com o processo, pois com o aumento de temperatura e do tempo a tendência é de aumento de átomos dos soluto em torno das discordâncias, devido a difusão atômica, criando bloqueios e aumento da resistência.

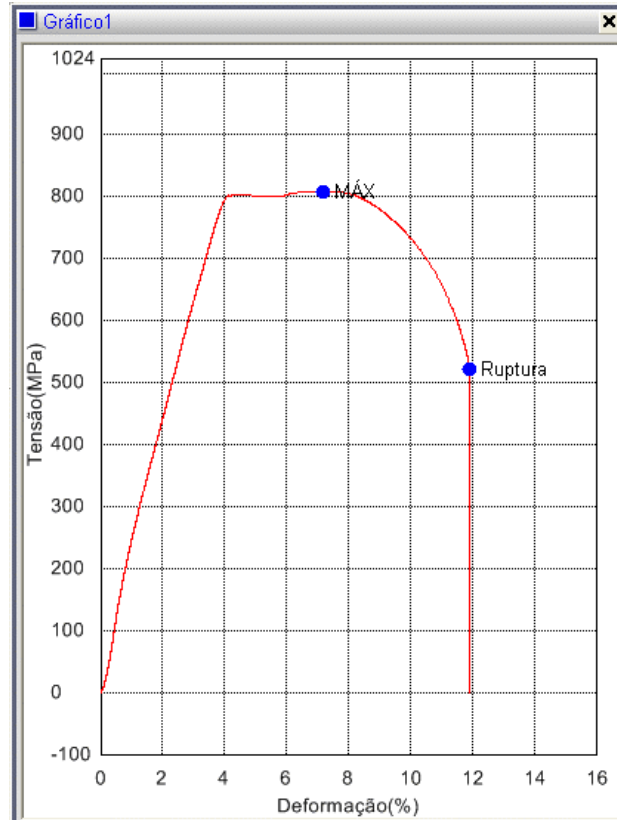


Figura 4.1.9 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 6.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 23)

Na Figura 4.1.10, para o tempo de envelhecimento de 60.000 segundos, a tendência de aumento de resistência se mantém, o limite de escoamento agora é de 829MPa e seu alongamento de 9%. Pode-se observar, através do Figura 4.1.8 para a Figura 4.1.9, que houve uma supressão do escoamento plástico uniforme (antes da formação do empescoamento), restando apenas o escoamento plástico pós-uniforme. Isto ocorre devido o grande número de discordâncias geradas na fase ferrítica, devido à expansão volumétrica da fase martensítica, serem fortemente ancorados pela atração de átomos de soluto durante o envelhecimento nestas condições (ABDALLA, 2006; BHADSHIA, 2006; CAHN,1996; LONGO, 1987; SPEICH, 1981).

A partir do tempo de 60.000 segundos de envelhecimento, na temperatura de 125°C, nota-se que o limite de escoamento e de resistência coincidem, devido a supressão do escoamento plástico uniforme. Este fenômeno será observado também para os tempos de envelhecimento de 600.000 e de 3.000.000 segundos.

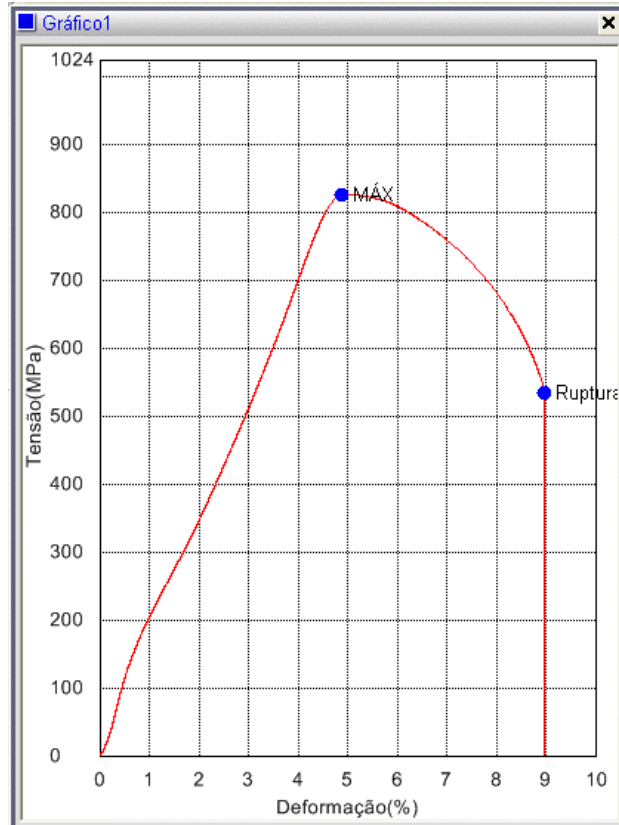


Figura 4.1.10 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 60.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 24)

Na Figura 4.1.11, para o tempo de envelhecimento de 600.000 segundos, há um significativo aumento no limite de escoamento de 863 MPa e uma diminuição no alongamento total de 7,4%. A área abaixo da curva diminui acarretando uma diminuição da tenacidade e, por conseguinte uma diminuição da ductibilidade do aço, este comportamento se dá pelo aumento do tempo de envelhecimento em 600.000 segundos na temperatura de 125°C, causando uma maior difusão de átomos de soluto em torno das discordâncias.



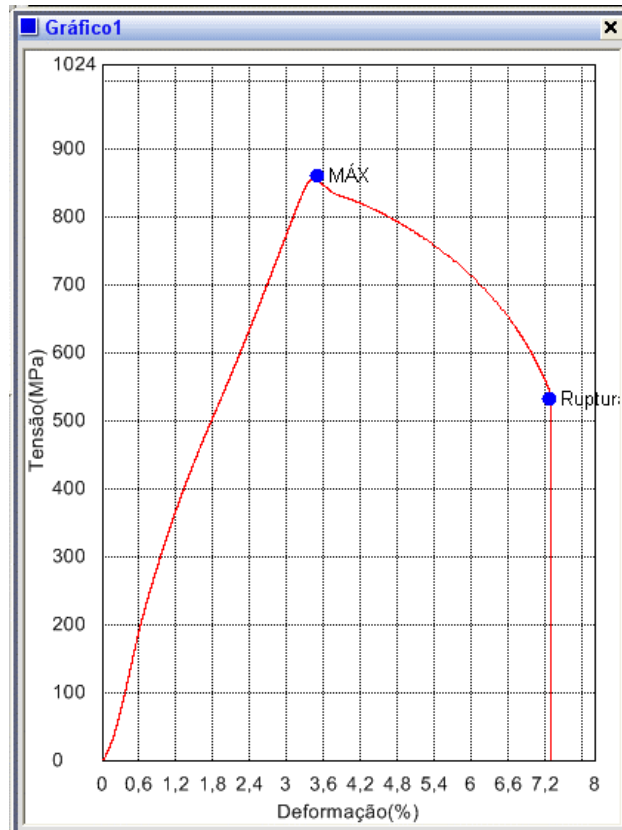


Figura 4.1.11 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 600.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 29)

Pode-se observar na Figura 4.1.12 que, com o aumento do tempo de envelhecimento para 3.000.000 segundos na temperatura de 125°C, o limite de escoamento agora atinge 845 MPa e um aumento no alongamento de 9,4% aproximadamente. Este decréscimo no limite de escoamento mostra que após o material atingir o ponto ótimo de envelhecimento inicia uma diminuição de sua resistência, indícios de início de um super envelhecimento.

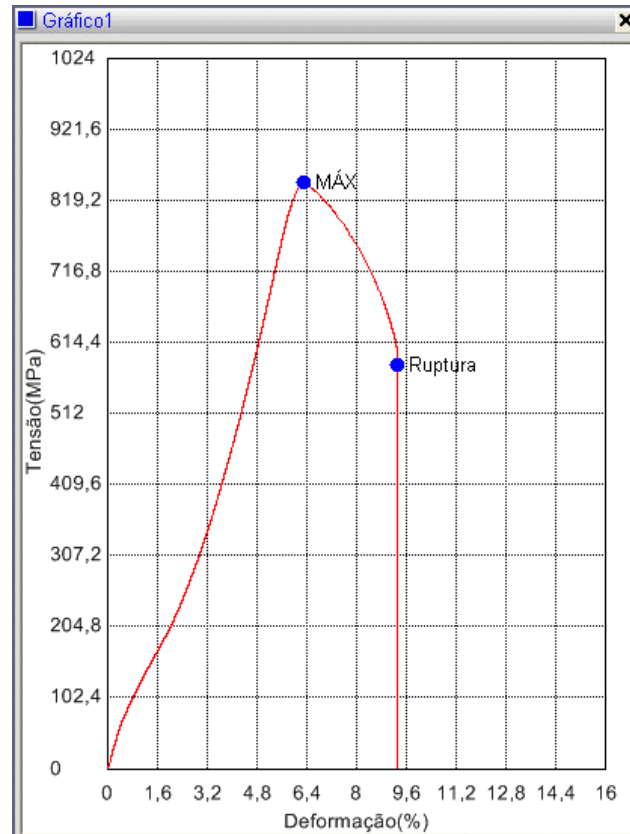


Figura 4.1.12 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 125°C tempo de 3.000.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 36)

Na Tabela 4.1.2 mostra-se a relação de limite de escoamento, com o limite de resistência e alongamento do material. Foram feitos 3 (três) ensaios para cada situação para fins estatísticos resultando na média dos valores. Nota-se que o maior valor atingido foi para o tempo de envelhecimento de 600.000 segundos com limite de escoamento de 859 MPa, para um alongamento de 4%, o menor valor obtido.

Tabela 4.1.2 Propriedades Mecânicas para o Ensaio de Envelhecimento a 125°C

<b>Tempo (segundos)</b>	<b>LE (MPa) <math>\sigma_E</math></b>	<b>LR (MPa) <math>\sigma_R</math></b>	<b>Deform. (%) <math>\epsilon</math></b>	<b>Desv. Pad. <math>\sigma_E</math></b>
<b>600</b>	<b>794</b>	<b>800</b>	<b>6</b>	<b>16</b>
<b>6.000</b>	<b>804</b>	<b>808</b>	<b>6</b>	<b>4</b>
<b>60.000</b>	<b>827</b>	<b>827</b>	<b>5</b>	<b>7</b>
<b>600.000</b>	<b>859</b>	<b>859</b>	<b>4</b>	<b>13</b>
<b>3.000.000</b>	<b>849</b>	<b>849</b>	<b>6</b>	<b>7</b>

\* Valor de referência da pré-deformação: LE = 716,8 MPa

Na Figura 4.1.13, pode-se notar na curva tensão e deformação pelo tempo de envelhecimento o aumento de resistência do material entre os tempos de 600 à 600.000

segundos ao forno com uma correspondente diminuição de sua deformação de 6 à 4%, logo após a 600.000 segundos nota-se a inversão dos valores no gráfico justificando como já mencionado, um possível super envelhecimento.

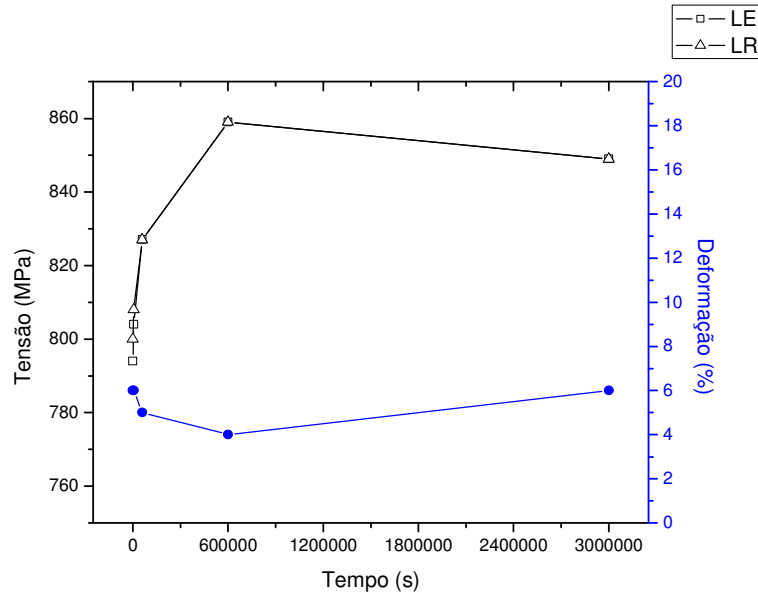


Figura 4.1.13 Gráfico  $\sigma_E$ ,  $\sigma_R$  e  $\epsilon$  em função do tempo para temperatura de 125°C

Na Figura 4.1.14 tem-se o ensaio de tração para a temperatura de 180°C, percebe-se que para curta faixa de tempo, em torno de 300 segundos, o limite de escoamento atinge o mesmo patamar que as temperaturas de 25°C e 125°C no tempo de envelhecimento de 600 segundos. Como já mencionado, em curto tempo de envelhecimento a 180°C, a difusão de átomos de soluto, é semelhante à observada para temperaturas mais baixas, por tempos mais longos.

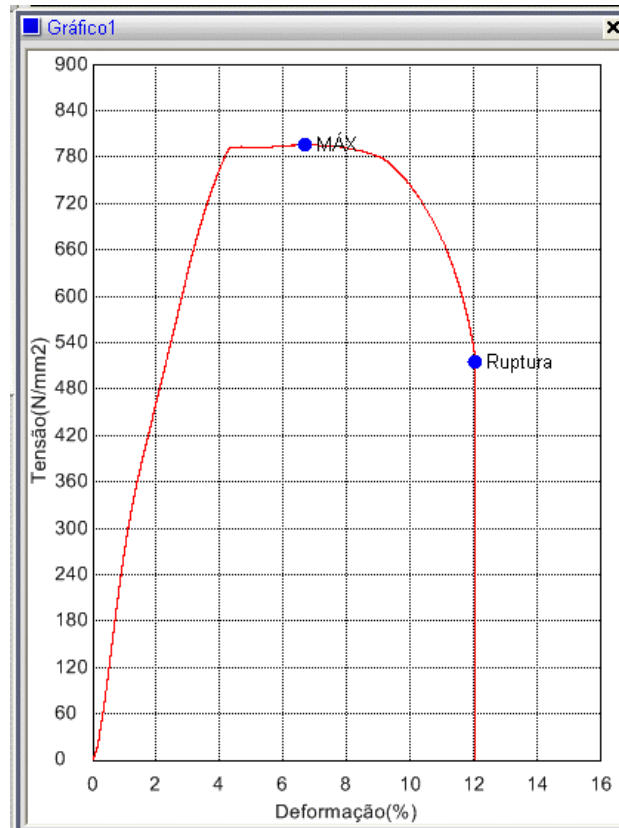


Figura 4.1.14 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 300s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 6)

Na Figura 4.1.15, para o tempo de envelhecimento de 1.200 segundos, verifica-se o aumento de resistência do material atingindo o limite de escoamento de 816 MPa com um alongamento de 7,9% aproximadamente, estes valores eram esperados, pois o efeito *Bake Hardening* é processado para esta faixa de temperatura e tempo de envelhecimento de acordo com a Norma ASTM A1008/A1008M – 11. Pode-se observar que para temperaturas mais altas o escoamento plástico uniforme tende a ter uma supressão a partir de 1.200 segundos. Isto ocorre devido a intensificação do efeito de ancoragem dos átomos de soluto em torno das discordâncias.

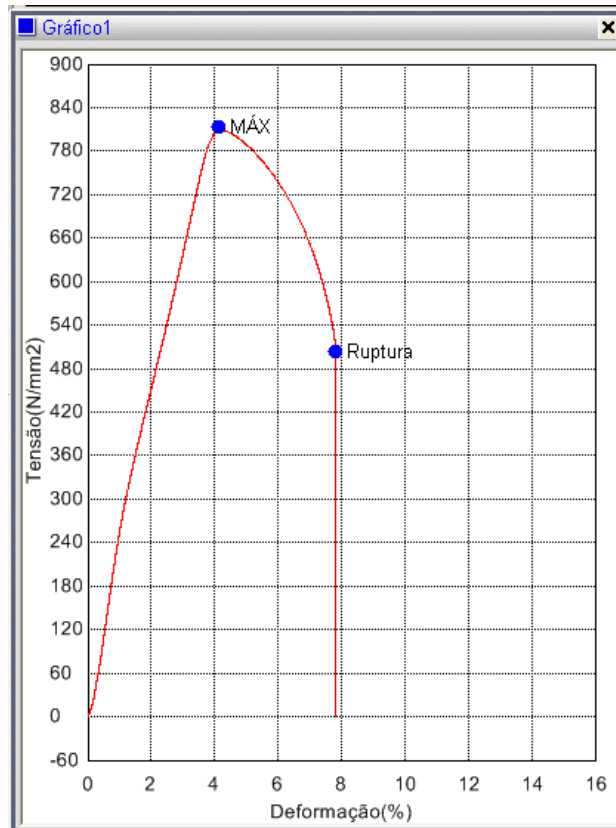


Figura 4.1.15 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 1200s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 11)

Para a Figura 4.1.16, para o tempo de envelhecimento de 6.000 segundos, o limite de escoamento continua aumentando, atinge em torno de 859 MPa, porém o alongamento se mantém em 7,8% aproximadamente. Este aumento de resistência é significativo para o *CP*, porém para a indústria automobilística se torna custoso e inviável devido ao longo tempo de envelhecimento.

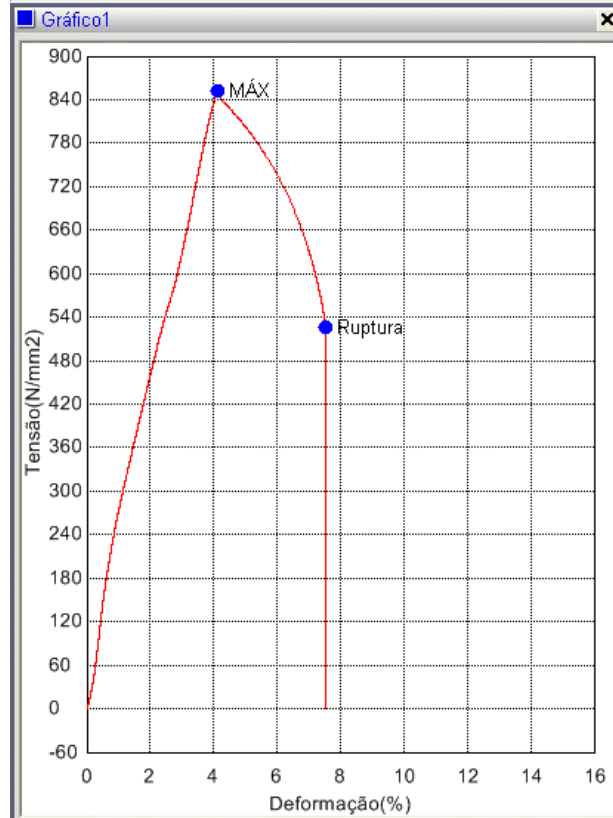


Figura 4.1.16 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 6.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 12)

Na Figura 4.1.17, para o tempo de envelhecimento de 60.000 segundos, o limite de escoamento tem uma ligeira queda de seu valor, próximo de 846 MPa, mantendo o alongamento em 7,8%, esta queda pontual para este ensaio não se deve levar em consideração, pois a media dos valores de limite de escoamento para o tempo de envelhecimento de 60.000 segundos, como pode-se observar na Tabela 4.1.3, evidência a tendência de aumento de resistência.

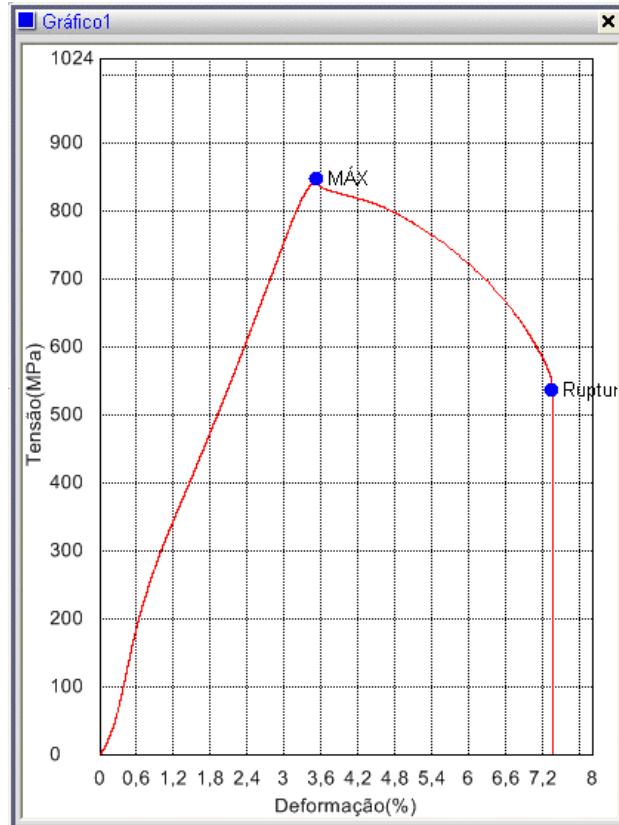


Figura 4.1.17 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 60.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 19)

Na Figura 4.1.18, para o tempo de envelhecimento de 60.000 segundos, o ensaio atinge o valor máximo de resistência, mostrando um limite de escoamento de aproximadamente 900 MPa, com um alongamento de 7,3% aproximadamente. Estes valores leva a considerar se em tempos mais altos de envelhecimento não poderíamos ter um ganho maior de resistência.

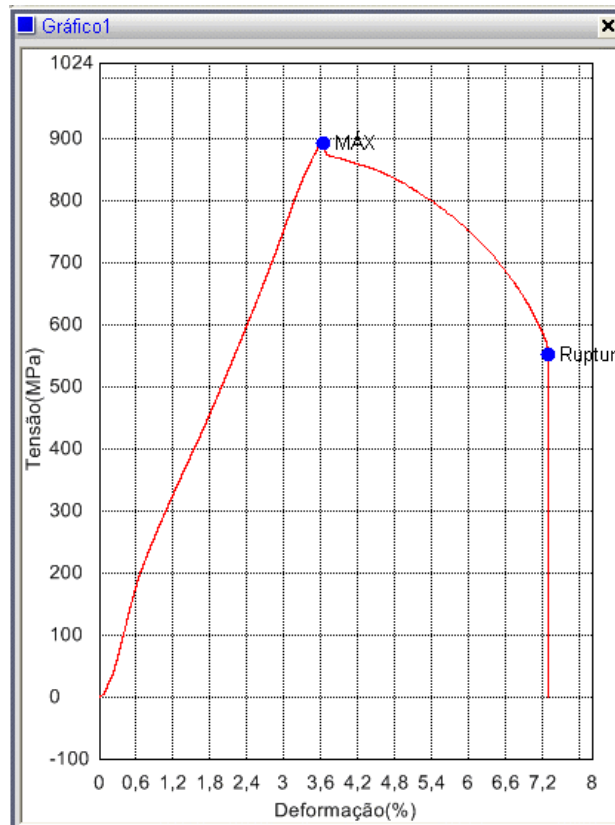


Figura 4.1.18 Ensaio de Ruptura conforme Norma ASTM E8M-95 na condição 180°C tempo de 600.000s para ensaio *Bake Hardening*. (CDP 16)

Nota-se na Tabela 4.1.3 que as médias de limite de escoamento e limite de resistência possuem o mesmo valor, isto ocorre devido a supressão do escoamento plástico, restando somente o escoamento plástico pós-uniforme. Observa-se que os valores de deformação não sofrem alterações significativas.

Tabela 4.1.3 Propriedades Mecânicas para o Ensaio de Envelhecimento a 180°C

<b>Tempo (segundos)</b>	<b>LE (MPa) <math>\sigma_E</math></b>	<b>LR (MPa) <math>\sigma_R</math></b>	<b>Deform. (%) <math>\epsilon</math></b>	<b>Desv. Pad. <math>\sigma_E</math></b>
<b>300</b>	<b>761</b>	<b>761</b>	<b>5</b>	<b>35</b>
<b>1.200</b>	<b>813</b>	<b>813</b>	<b>4</b>	<b>33</b>
<b>6.000</b>	<b>851</b>	<b>851</b>	<b>4</b>	<b>26</b>
<b>60.000</b>	<b>863</b>	<b>863</b>	<b>4</b>	<b>15</b>
<b>600.000</b>	<b>890</b>	<b>890</b>	<b>4</b>	<b>9</b>

\* Valor de referência da pré-deformação: LE = 716,8 MPa



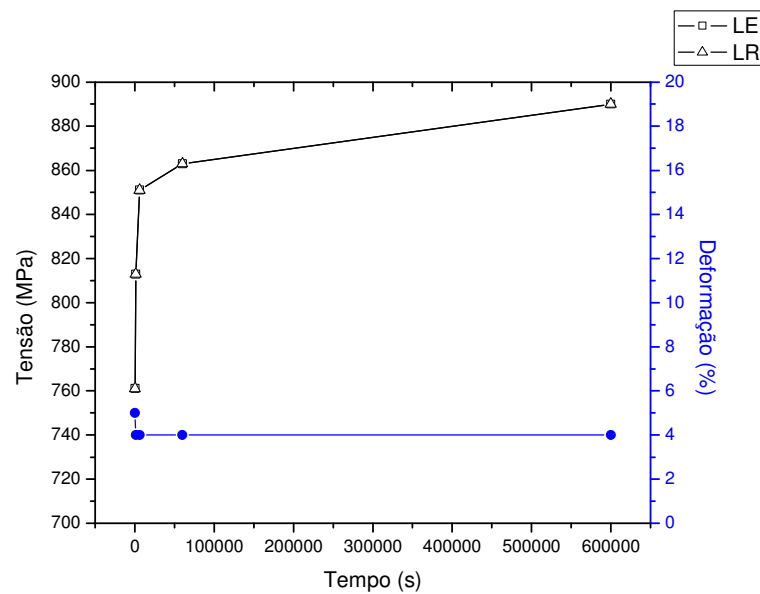


Figura 4.1.19 Gráfico  $\sigma_E$ ,  $\sigma_R$  e  $\epsilon$  em função do tempo para temperatura de 180°C

Na Figura 4.1.19, observa-se a tendência do gráfico de aumento da resistência do material, há um aumento mais acentuado entre os tempos de 300 à 6.000 segundos, a tendência de aumento da resistência continua, de forma mais suave até o tempo de 600.000 segundos.

Este fenômeno de aumento de resistência em decorrência do tempo é chamado de Envelhecimento por Deformação e esta associado com a formação de atmosfera de átomos de soluto em torno das discordâncias. As discordâncias que na pré carga eram ativas ficam ancoradas após o envelhecimento, os solutos em torno dessas discordâncias ocorre por difusão e, portanto, o reaparecimento do limite de escoamento definido é função do tempo e da temperatura, sendo assim após longos tempos de envelhecimento, ocorre um aumento no limite de escoamento.

## 4.2 Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza Vickers foram executados em um microdurômetro como mencionado no capítulo 3.5, com carga de 100 gF e tempo de indentação de 15 segundos numa superfície polida. Os valores de dureza foram obtidos para os tempos de início, ponto médio e fim do processo, pois não houve alterações significativas para

os demais parâmetros. Com os resultados foram calculados os valores médios e os desvios padrão para cada situação em função do tempo de envelhecimento.

Podemos observar na Tabela 4.2.1 que a maior variação de dureza, de 268 à 290 HV, foi encontrado para a temperatura de 25°C.

Tabela 4.2.1 Valores de Microdureza Vickers (HV) no aço CPW 800 para Envelhecimento à 25°C

<i>Tempo (s)</i>	<i>Dureza</i>	<i>Desv. Padrão</i>
<b>2.100.000</b>	<b>268</b>	<b>5</b>
<b>4.800.000</b>	<b>287</b>	<b>28</b>
<b>9.000.000</b>	<b>290</b>	<b>17</b>

A Figura 4.2.1 evidencia a tendência da curva de crescimento para os tempos de 2.100.000 à 9.000.000 segundos, porém, mesmo sendo a temperatura de 25°C a maior variação encontrada para o envelhecimento do aço *CP*, nota-se que a variação de dureza é baixa.

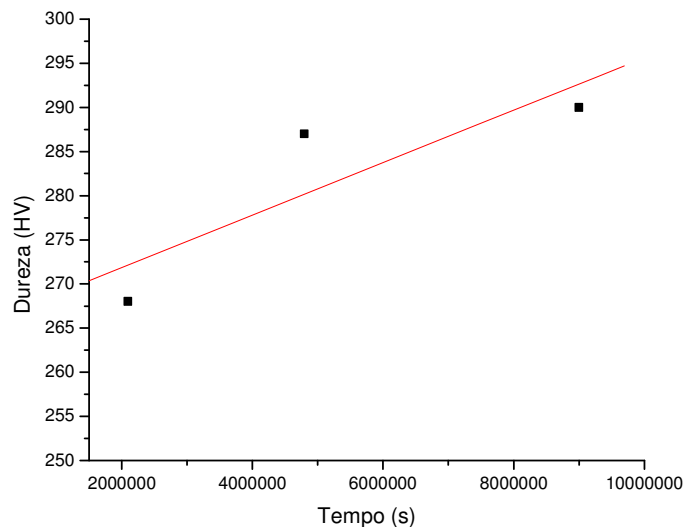


Figura 4.2.1 Gráfico para Valores de Microdureza Vickers (HV) do aço CPW 800 na temperatura de 25°C.

A Figura 4.2.2 mostra a fotomicrografia da endentação feita para o aço *CP* na temperatura de 25°C com tempo de envelhecimento de 4.800.000 segundos.



Figura 4.2.2 Fotomicrografia da endentação do ensaio de dureza Vickers (HV) na temperatura de 25°C do aço *Complex Phase*.

Na Tabela 4.2.2 pode-se observar que mesmo com a variação no tempo de 60.000 segundos percebe-se que o valor médio de dureza se mantém a 271 HV, sendo este valor a média para os demais pontos na temperatura de 125°C.

Tabela 4.2.2 Valores de Microdureza Vickers (HV) no aço CPW 800 para Envelhecimento à 125°C

<b>Tempo (s)</b>	<b>Dureza</b>	<b>Desv. Padrão</b>
<b>300</b>	<b>271</b>	<b>19</b>
<b>60.000</b>	<b>260</b>	<b>14</b>
<b>3.000.000</b>	<b>271</b>	<b>31</b>

Como mencionado acima este crescimento da curva para a temperatura de 125°C não pode ser considerado uma tendência no aumento dos valores de dureza, pois este ensaio mostrou-se constante para os demais tempos de envelhecimento.

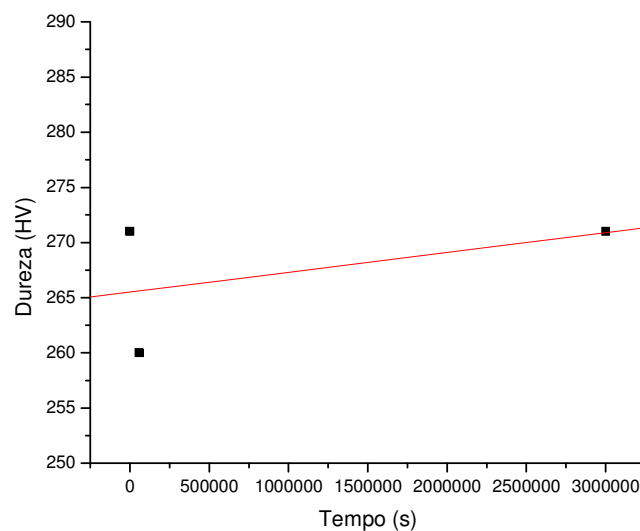


Figura 4.2.3 Gráfico para Valores de Microdureza Vickers (HV) do aço CPW 800 na temperatura de 125°C.

A Figura 4.2.4 mostra a fotomicrografia da endentação feita para o aço *CP* na temperatura de 125°C com tempo de envelhecimento de 300 segundos.



Figura 4.2.4 Fotomicrografia da endentação do ensaio de dureza Vickers (HV) na temperatura de 125°C do aço *Complex Phase*.

A Tabela 4.2.3 confirma a constância dos valores de dureza obtidos, comparando os demais valores de dureza para o tempo de envelhecimento na temperatura de 180°C.

Tabela 4.2.3 Valores de Microdureza Vickers (HV) no aço CPW 800 para Envelhecimento à 180°C

<i>Tempo (s)</i>	<i>Dureza</i>	<i>Desv. Padrão</i>
<b>1.200</b>	<b>272</b>	<b>7</b>
<b>6.000</b>	<b>271</b>	<b>27</b>
<b>600.000</b>	<b>271</b>	<b>16</b>

A Figura 4.2.5, como mencionado na figura anterior não mostra a tendência do ensaio na temperatura de envelhecimento de 180°C, devido a semelhança dos valores de dureza obtidos em diferentes tempos de envelhecimento para esta situação.

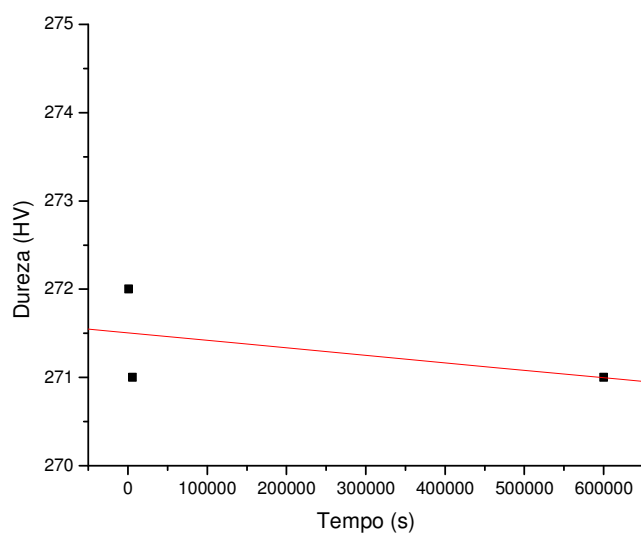


Figura 4.2.5 Gráfico para Valores de Microdureza Vickers (HV) do aço CPW 800 na temperatura de 180°C.

A Figura 4.2.6 mostra a fotomicrografia da endentação feita para o aço *CP* na temperatura de 180°C com tempo de envelhecimento de 1.200 segundos.



Figura 4.2.6 Fotomicrografia da endentação do ensaio de dureza Vickers (HV) na temperatura de 180°C do aço *Complex Phase*.

Como foi visto, em todo o ensaio de dureza nas temperaturas de envelhecimento não houve significativa variação em seus valores, isto provavelmente ocorre devido o mecanismo de envelhecimento do aço *Complex Phase*, onde somente atmosfera de soluto é formado em torno das discordâncias.

### 4.3 Cinética de Envelhecimento

Para avaliar a cinética de envelhecimento após deformação do aço em estudo, utilizou-se dos valores obtidos através dos gráficos de tração e pré-deformação nos tempos e temperaturas mencionados no capítulo 4.1.

A cinética de envelhecimento foi determinada por meio da forma generalizada da equação de Harper, mencionado no tópico 2.2.3, mostrada na equação 2:

$$Y = 1 - \exp [-(k_v t)^m]$$

na qual  $Y$  é a fração envelhecida, dada por  $(BH_{2;t})/(BH_{2;\max})$ , onde  $BH_{2;t}$  é o valor  $BH$  para uma pré-deformação de 2% em tração após um tempo  $t$  de envelhecimento a uma dada temperatura e  $BH_{2;\max}$  é o valor máximo ou de saturação atingido pelo parâmetro  $BH_2$  nessa mesma temperatura,  $m$  é o expoente do tempo  $t$  e  $k_v$  a velocidade de envelhecimento dada pela equação 3:

$$k_v = k_0 \exp (-\Delta H / RT)$$

onde  $k_0$  é uma constante,  $\Delta H$  é a energia de ativação aparente do processo,  $R$  é a constante universal dos gases e  $T$  é a temperatura absoluta.

Nas Tabelas 4.3.1, é ilustrados os valores *Bake Hardening* com pré-deformação de 2% e os valores *Bake Hardening* máximos em função de seu alongamento, para a temperatura de 25°C.

Tabela 4.3.1 Valores de *Bake Hardening* em função da Deformação para a temp. de 25°C

$BH_{2;t}$ (MPa)	$BH_{2;\max}$ (MPa)	$\epsilon$ (%)
77	77	5
69	77	6
80	92	5
72	77	6
89	92	6

Na Tabela 4.3.2, mostra os valores obtidos para *Bake Hardening* com pré-deformação de 2% para a temperatura de 125°C, pode-se observar que comparado com

a Tabela 4.3.1 os valores do efeito  $BH$  aumentam significativamente, mostrando a viabilidade do processo.

Tabela 4.3.2 Valores de Bake Hardening em função da Deformação para a temp. de 125°C

$BH_{2;t}$ (MPa)	$BH_{2;max}$ (MPa)	$\varepsilon$ (%)
94	159	6
89	144	5
85	117	5
159	159	5
149	159	7

Na Tabela 4.3.3, mostra os valores obtidos para *Bake Hardening* com pré-deformação de 2% para a temperatura de 180°C, observa-se que os valores continuam aumentando, tendo um aumento de 190 MPa.

Tabela 4.3.3 Valores de Bake Hardening em função da Deformação para a temp. de 180°C

$BH_{2;t}$ (MPa)	$BH_{2;max}$ (MPa)	$\varepsilon$ (%)
61	190	6
98	175	7
151	190	7
148	175	5
190	190	5

Na Tabela 4.3.4, são ilustrados os valores da fração envelhecida para a temperatura de 25°C, a partir dos dados de variação do valor  $BH_2$  em função do logaritmo neperiano do tempo, nota-se que a fração envelhecida para esta temperatura tem um valor muito próximo de 1, sendo a fração envelhecida a divisão do  $BH_{2;t}$  por  $BH_{max}$  nota-se a proximidade dos seus valores.

Tabela 4.3.4 Fração Envelhecida e linearização da mesma em função do Ln do Tempo para a temp. de 25°C

Y	$LN[LN(1/(1-Y))]$	LN t
1,00	***	14,56
0,90	0,82	14,91
0,87	0,71	15,38
0,94	1,01	15,61
0,97	1,23	16,01

Na Tabela 4.3.5, são ilustrados os valores da fração envelhecida para a temperatura de 125°C, nota-se que a fração envelhecida para esta temperatura inicia

em 0,59 mostrando um aumento na resistência de aproximadamente o dobro da valor inicial, mostrando o aumento do ponto  $BH_{\max}$  em relação  $BH_{2;t}$ .

Tabela 4.3.5 Fração Envelhecida e linearização da mesma em função do Ln do Tempo para a temp. de 125°C

Y	LN[LN(1/(1-Y))]	LN t
0,59	-0,11	6,40
0,62	-0,04	8,70
0,73	0,26	11,00
1,00	***	13,30
0,94	1,02	14,91

Nas Tabelas 4.3.6, são ilustrados os valores da fração envelhecida para a temperatura de 180°C, nota-se que a fração envelhecida para esta temperatura inicia em 0,32 mostrando um aumento na resistência ainda maior que a temperatura de 125°C , aproximadamente o triplo da valor inicial, mostrando um maior aumento do ponto  $BH_{\max}$  em relação  $BH_{2;t}$ .

Tabela 4.3.6 Fração Envelhecida e linearização da mesma em função do Ln do Tempo para a temp. de 180°C

Y	LN[LN(1/(1-Y))]	LN t
0,32	-0,95	5,70
0,56	-0,20	7,09
0,79	0,46	8,70
0,85	0,63	11,00
1,00	***	13,30

Na Figura 4.3.1, Através dos dados das Tabelas 4.2.4, 4.2.5 e 4.2.6 obtivemos a linearização das curvas ajustando seus pontos pelo método dos quadrados mínimos em suas temperaturas de envelhecimento.



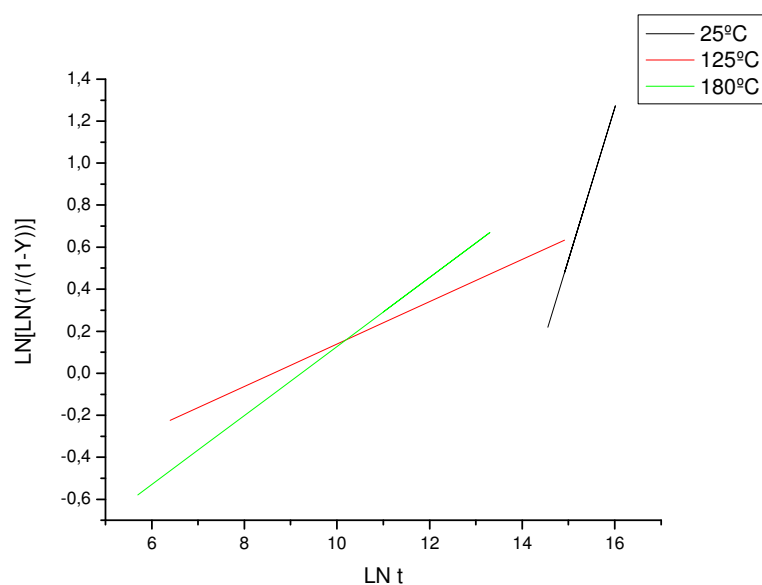


Figura 4.3.1 Linearização da fração envelhecida nas temperaturas de 25°C, 125°C e 180°C do valor BH2, tempo de envelhecimento em segundos.

Na Tabela 4.3.7, obteve-se os valores do expoente do tempo,  $m$ , através da inclinação da curva da Figura 4.3.1 e a constante de velocidade,  $k_v$ , a partir do exponencial do intercepto da mesma curva no ponto zero de  $\ln t$ , dividido pelo expoente do tempo,  $m$ .

Tabela 4.3.7 Expoentes do tempo e constantes de velocidade.

Temperatura	$m$	$k_v$
25°C	0,72	1,15
125°C	0,10	0,05
180°C	0,16	0,01

A Tabela 4.3.8 mostra os valores do logaritmo neperiano da velocidade de envelhecimento  $k_v$  e função do inverso da temperatura absoluta ( $K^{-1}$ ).

Tabela 4.3.8 Logaritmo neperiano de  $k_v$  em função do inverso da temperatura ( $K^{-1}$ ).

Temperatura (°C)	$1 / T$ ( $K^{-1}$ )	$\ln k_v$
25	0,003356	0,139762
125	0,002513	-2,995732
180	0,002208	-4,605170

A Figura 4.3.2 mostra a curva da variação de  $\text{Ln}k_v$  ( $\text{s}^{-1}$ ) em função do inverso da temperatura absoluta ( $\text{K}^{-1}$ ).

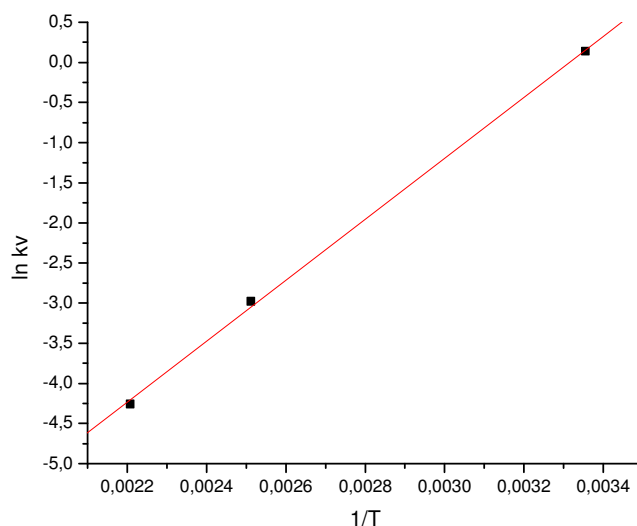


Figura 4.3.2 Variação de  $\text{Ln}k_v$  ( $\text{s}^{-1}$ ) em função do inverso da temperatura absoluta ( $\text{K}^{-1}$ ).

Para se calcular a energia de ativação do processo de envelhecimento, utiliza-se a inclinação da curva  $\text{Ln} k_v$  versus  $1/T$  e pela equação 3, utilizando a constantes universal dos gases ( $8,314 \text{ J/mol.K}$ ). Através da inclinação da reta obteve-se a energia de ativação de  $34,35 \text{ kJ/mol}$ , de acordo com a Figura 4.3.2. Esses resultados estão abaixo dos valores encontrados para o aço *Dual Phase* e TRIP.

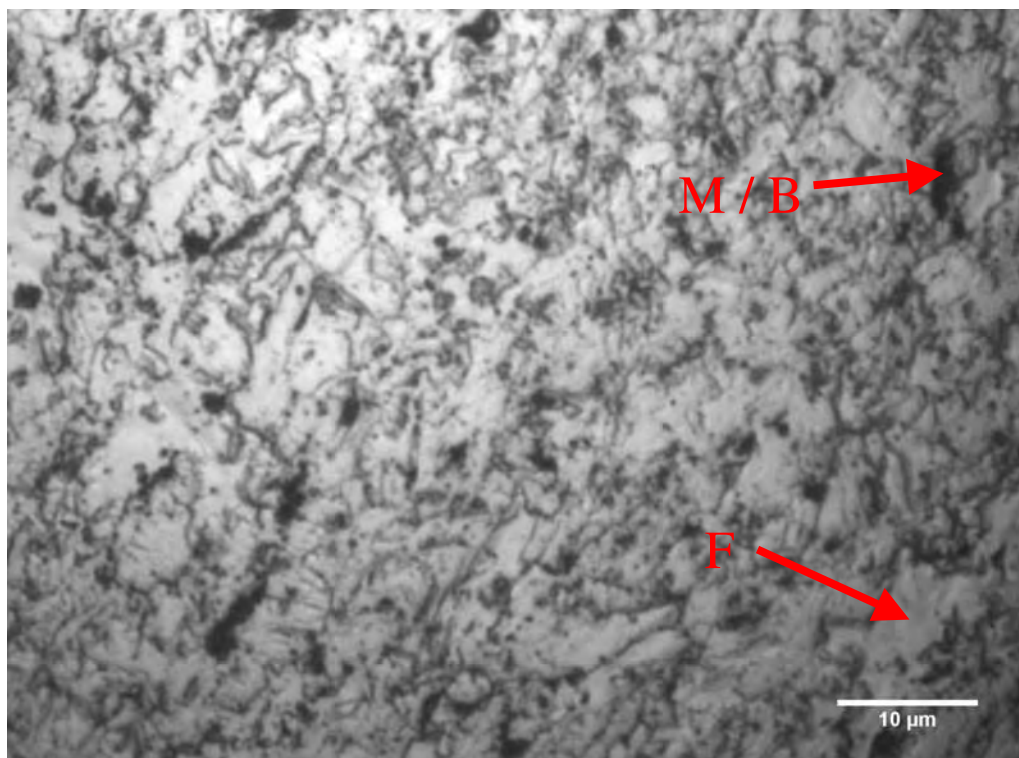
### 4.3 Microscopia Óptica

Amostras de cada condição foram embutidas, preparadas metalograficamente e atacadas com nital 2% para se ter uma avaliação microestrutural inicial do processo de envelhecimento. Por meio deste ataque, obtém-se uma diferenciação pela coloração, as fases ferrita e austenita retida aparecem em tons claros e as fases martensita e bainita com tonalidades escuras. Foram inicialmente registrados imagens com o mesmo aumento para possibilitar uma comparação da microestrutura nos diferentes tratamentos de envelhecimento realizado.

#### 4.3.1 Tratamento de envelhecimento a 25°C

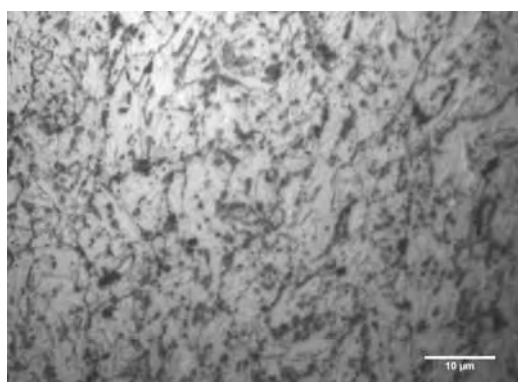
Na Figura 4.3.1.1, para o aço *CP* envelhecido a 25°C por 2.100.000 segundos observou-se a microestrutura típica dos aços *CP* estudado, nota-se um matriz ferrítica (região clara), com grãos refinados, com ilhas e porções ainda menores com as fases martensíticas e bainíticas (escuras), resultante do processo de transformação devido ao processo de laminação à quente, na temperatura intercrítica, e do resfriamento. Nota-se também que o processo termomecânico é de grande importância na obtenção destas estruturas, a deformação, associadas à temperatura de processamento e o posterior resfriamento, conferem as estruturas bastante refinadas e garante as excelentes propriedades mecânicas apresentadas pelo aço *CP*.

O envelhecimento a 25°C, por 2.100.000 segundos não provocou alterações visíveis na microestrutura do aço. A princípio, associa-se o aumento do limite de escoamento, observado para esta condição, à ancoragem das discordâncias pelos átomos de carbono em solução, processo não visível pela microscopia óptica.

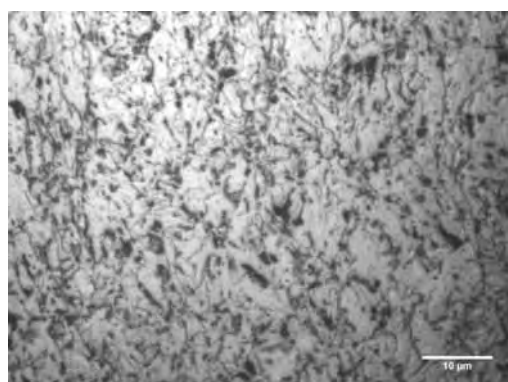


4.3.1.1 Ensaio de Envelhecimento a 25°C por 2.100.000s (CDP1). Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. B (bainita), M (martensita) e F (ferrita).

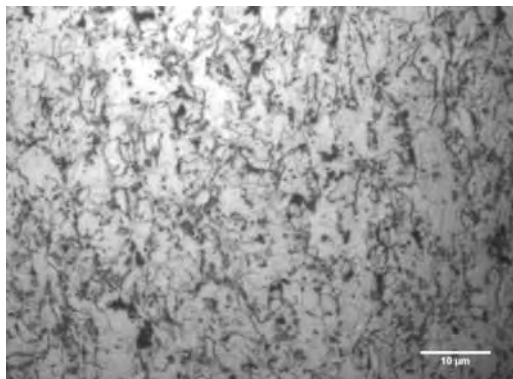
Na Figura 4.3.1.2 mostramos imagens para ilustrar o aspecto da microestrutura para os outros tempos de envelhecimento estudados à 25°C. Nota-se que não ocorreu mudanças notórias na microestrutura.



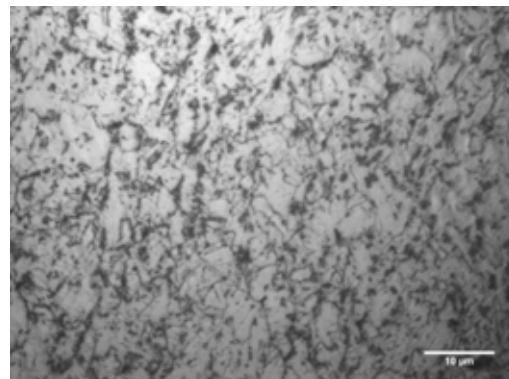
(a)



(b)



(c)

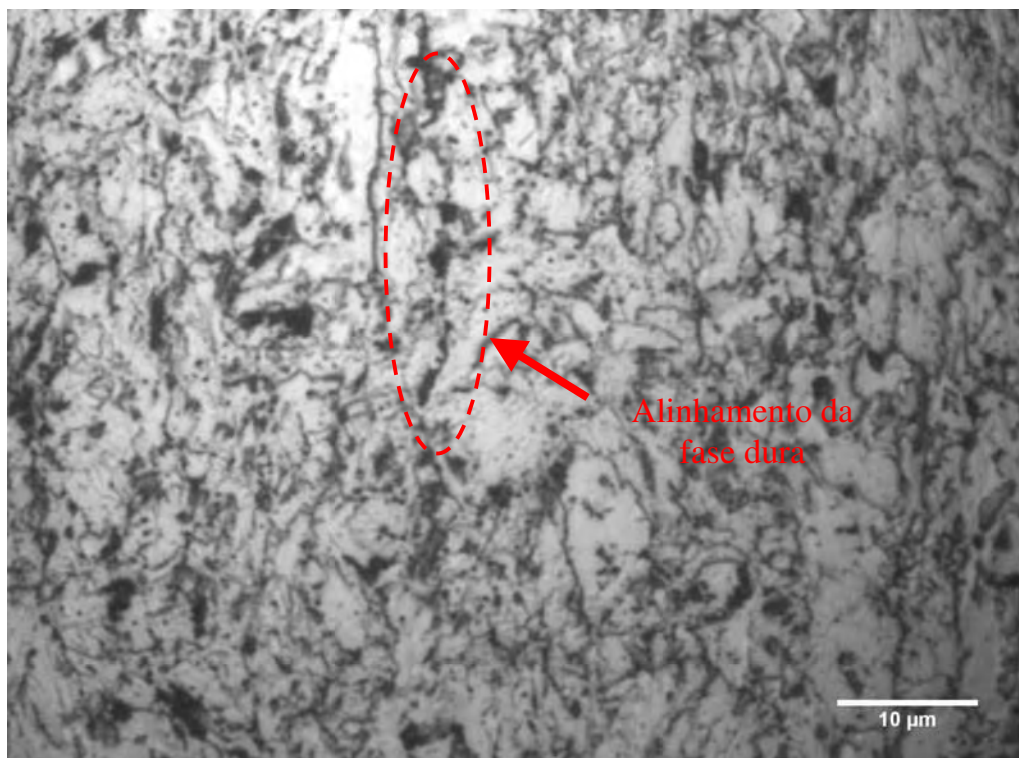


(d)

4.3.1.2 Ensaio de Envelhecimento a 25°C. Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Por tempo de: (a) 3.000.000s (CDP39), (b) 4.800.000s (CDP42), (c) 6.000.000s (CDP48) e (d) 9.000.000s (CDP52).

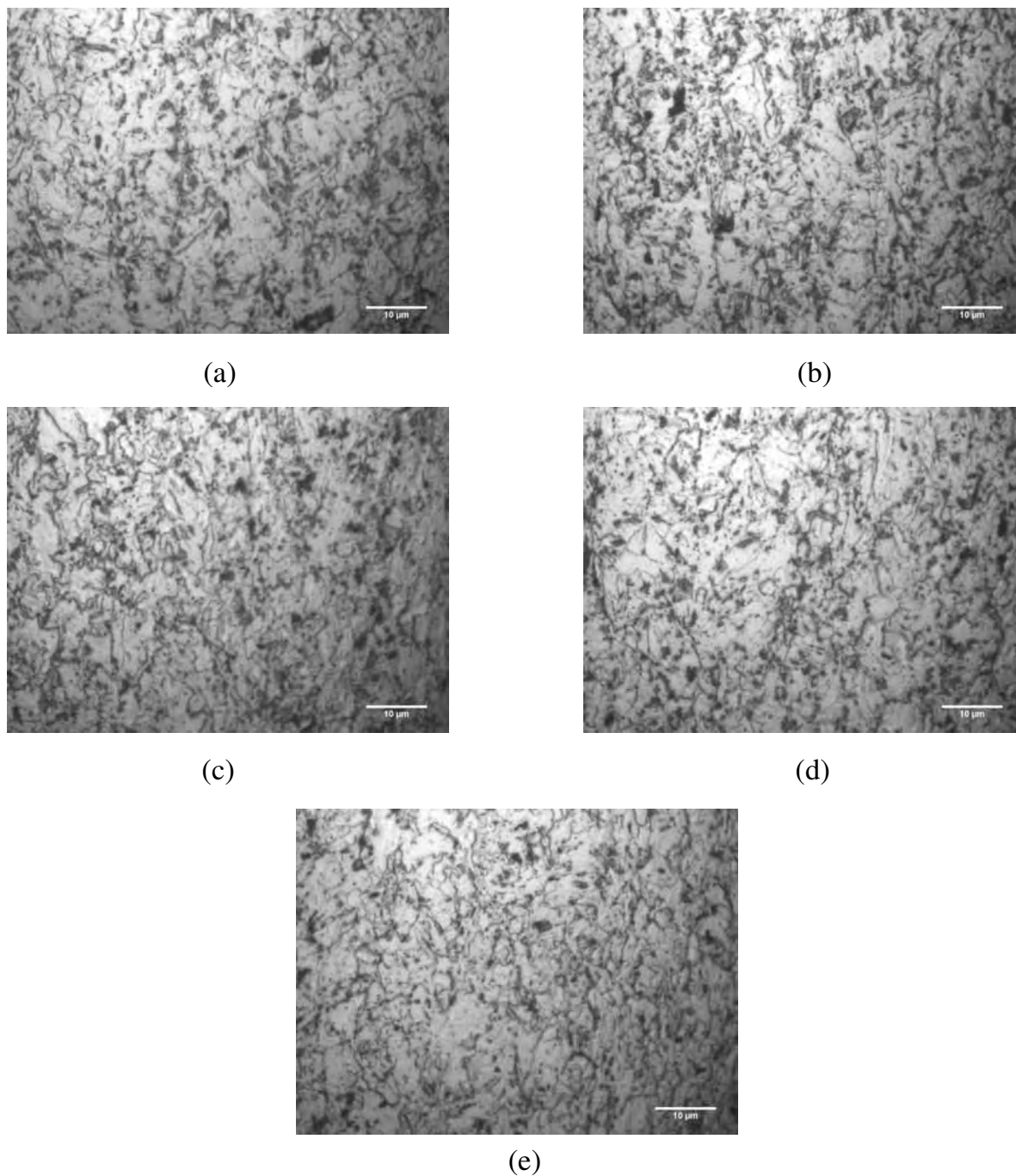
#### 4.3.2 Tratamento de envelhecimento a 125°C

De forma semelhante as imagens anteriores, observa-se na Figura 4.3.2.1, envelhecido a 125°C por 600 segundos, a estrutura bastante refinada dos aço *CP*. Nota-se novamente a fina granulação da segunda fase (martensita e bainita) formada pelas ilhas mais escuras ou cinzas ao redor dos grãos ferríticos. Embora exista a fase austenita retida, esta só será observada através de microscopia eletrônica (item 4.4). Nesta imagem pode-se notar também um alinhamento das fases duras e um alongamento da fase ferrita no sentido da laminação.



4.3.2.1 Ensaio de Envelhecimento a 125°C por 300s (CDP46). Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Alinhamento das fases duras mostrando o sentido de laminação.

As imagens da Figura 4.3.2.2 mostram as microestruturas obtidas para o aço *CP* nos demais tempos de envelhecimento a 125°C. Por estas micrografias não é observado alterações significativas ou precipitação de novas fases devido ao processo de envelhecimento.

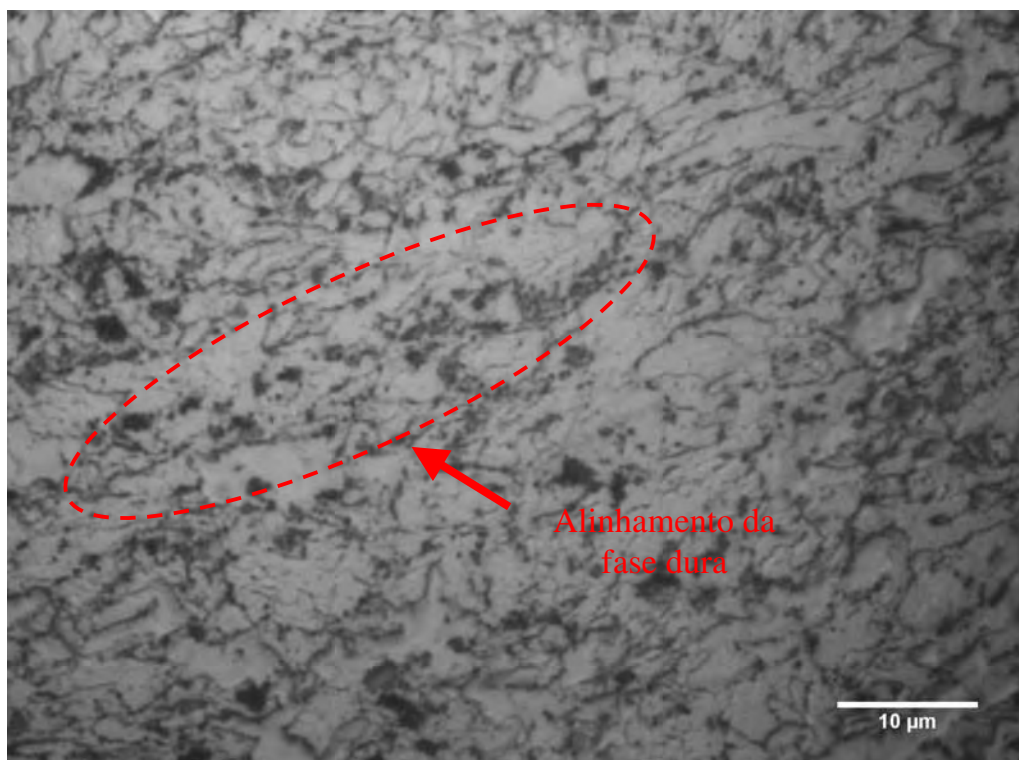


4.3.2.2 Ensaio de Envelhecimento a 125°C. Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Por tempo de: (a) 600s (CDP31), (b) 6.000s (CDP23), (c) 60.000s (CDP25), (d) 600.000s (CDP27) e (e) 3.000.000s (CDP36).

#### 4.3.3 Tratamento de envelhecimento a 180°C

A Figura 4.3.3.1 mostra uma imagem típica obtida para o aço *CP* envelhecido a 180°C por 300 segundos. A microestrutura é bastante semelhante as anteriores, o ataque de nital 2% não permite diferenciar as fases martensita e bainita (escuras), para este fim, seria necessário um outro ataque químico (Le Pera). Estas fases, como notado

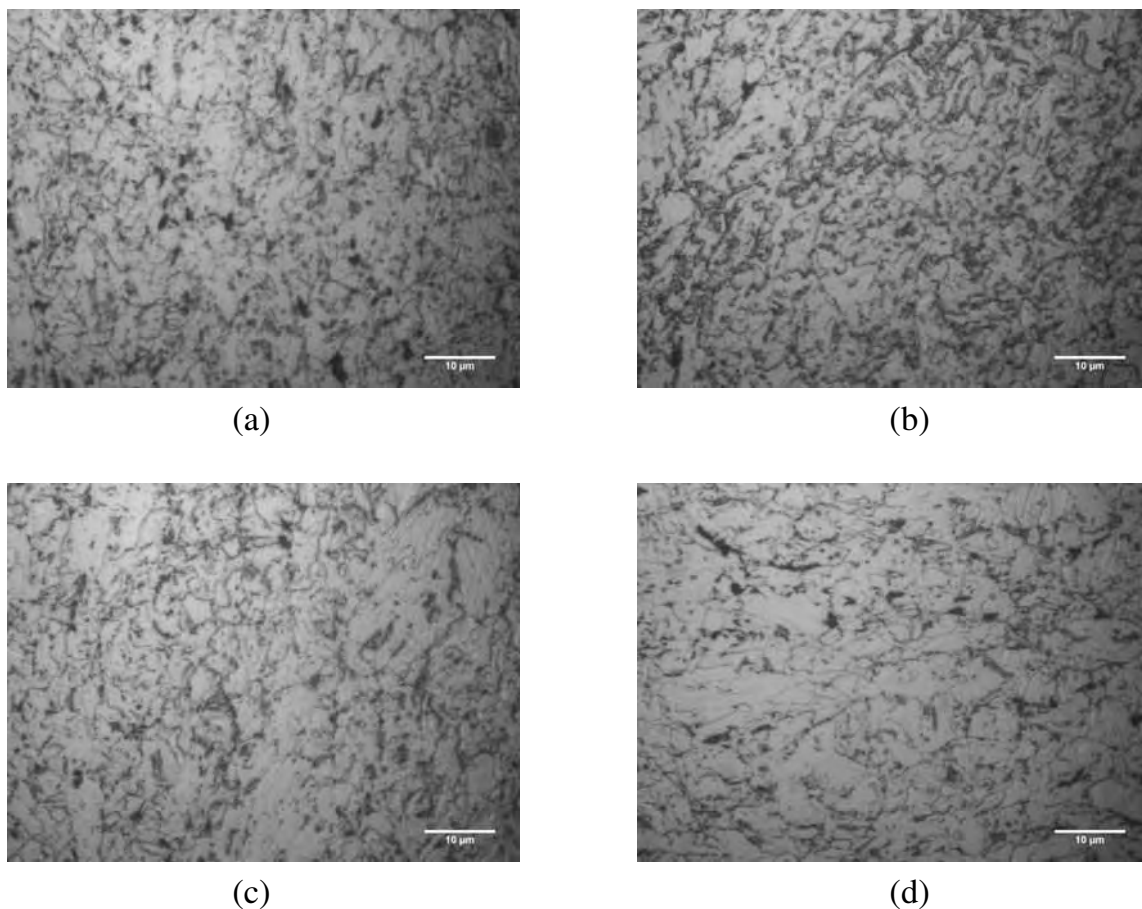
em imagens anteriores, se localizam entre os grãos de matriz ferrítica. Nota-se nesta imagem um alongamento da ferrita e um alinhamento das fases duras na direção de laminação.



4.3.3.1 Ensaio de Envelhecimento a 180°C por 300s (CDP6). Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Alinhamento das fases duras mostrando o sentido de laminação.

A Figura 4.3.3.2 mostra uma imagem para cada condição de envelhecimento a 180°C. Também para esta temperatura de envelhecimento não é observada alteração estrutural significativa, mesmo para os tempos mais longos de tratamento 60.000 segundos, sugerindo que não ocorre mudança na estrutura dos grãos ou precipitação. Este fato reforça a hipótese de estar ocorrendo apenas o envelhecimento, notado no aumento do limite de escoamento, apenas pelo processo de movimentação dos átomos de soluto intersticiais com conseqüente ancoramento das discordâncias.





4.3.3.2 Ensaio de Envelhecimento a 180°C. Ataque Nital 2%. Ampliação 1000x. Por tempo de: (a) 600s (CDP11), (b) 6.000s (CDP12), (c) 60.000s (CDP20) e (d) 600.000s (CDP17).

#### 4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura

Por meio da microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram realizados dois tipos de análise: a) da superfície polida e atacada com nital 2% para analisar a morfologia das fases presentes e possíveis precipitações e; b) análise da superfície de fratura para analisar possíveis alterações nos micromecanismos de fratura devido ao processo de envelhecimento.

##### 4.4.1 Análise da superfície polida para temperatura de envelhecimento de 25°C

A Figura 4.4.1.1 mostra uma estrutura homogênea, com uma matriz com tamanho de grão reduzido e segunda fase dispersa pela matriz.

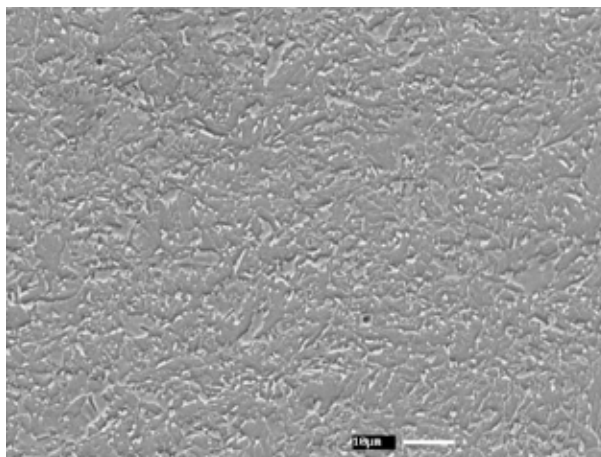


Figura 4.4.1.1 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 2.100.000s com aumento de 1000x

A Figura 4.4.1.2, com maior aumento, permite visualizar detalhes das fases presentes. Elementos de liga presentes, como Ti, V e Nb, contribuem para manter a granulação fina durante o processo de laminação a quente e resfriamento. A matriz é formada basicamente de ferrita, com formação de bainita e martensita distribuída pela matriz, com formação pontual de austenita retida.

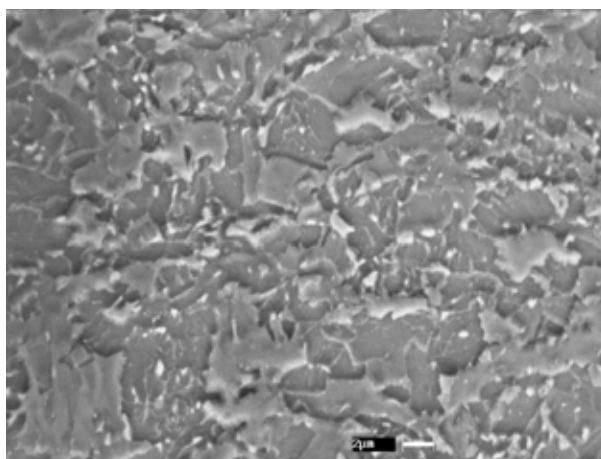


Figura 4.4.1.2 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 2.100.000s com aumento de 3000x.

A Figura 4.4.1.3, mostra em detalhes a morfologia das fases formadas, as regiões mais escuras e em maior quantidade corresponde à ferrita, as porções brancas, com formato mais arredondado, à austenita retida e as regiões cinzas com contornos mais definidos ou ramificações à martensita e a bainita.

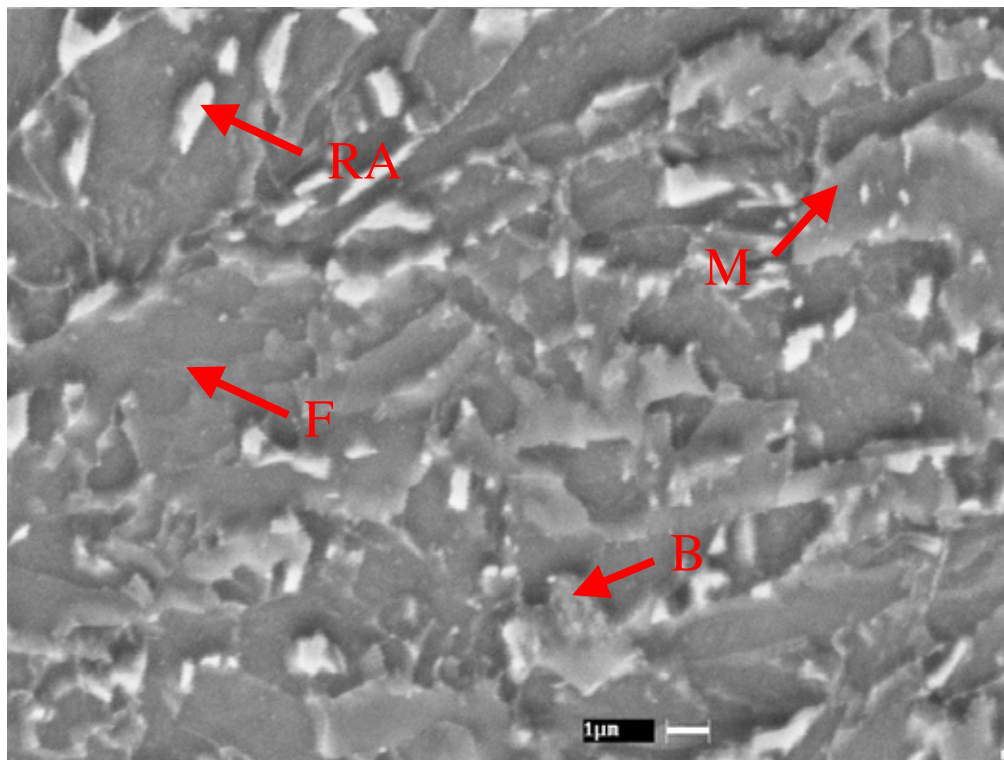


Figura 4.4.1.3 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 2.100.000s com aumento de 5000x. B (bainita), M (martensita), F (ferrita) e RA (austenita retida).

Estas estruturas, típicas dos aços *CP*, conferem ao material elevados níveis de resistência, devido à boa combinação das fases dúcteis e duras, mantendo um nível de ductibilidade conveniente. A fase ferrítica e a austenita retida garantem a ductibilidade e as fases duras martensita e bainita limitam as deformações e elevam a resistência do material.

Não foi observada, para o tempo de 2.100.000 segundos de envelhecimento à temperatura de 25°C a presença de precipitados.

As Figuras 4.4.1.4, (a) e (b), mostram a microestrutura do aço envelhecido por 4.800.000 segundos, com aumento de 3000x e 5000x, respectivamente. A estrutura das faes é bastante semelhante, não sendo detectável, também para este tempo de envelhecimento, mudanças microestruturais ou precipitação.

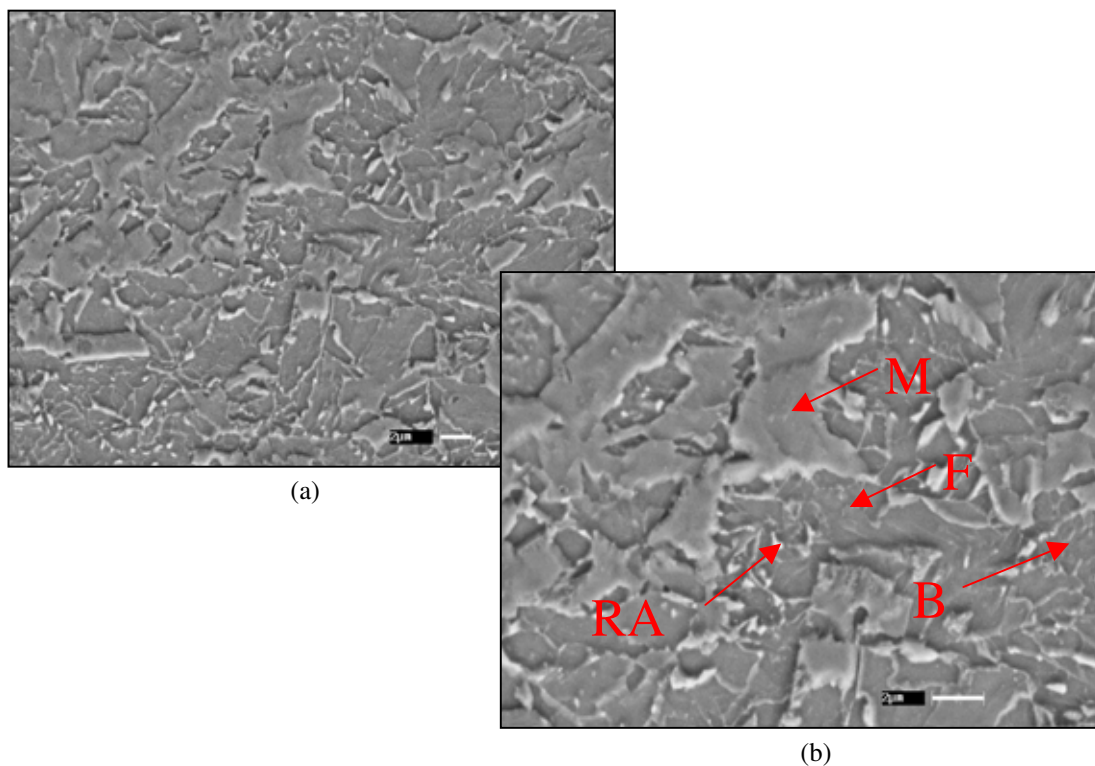
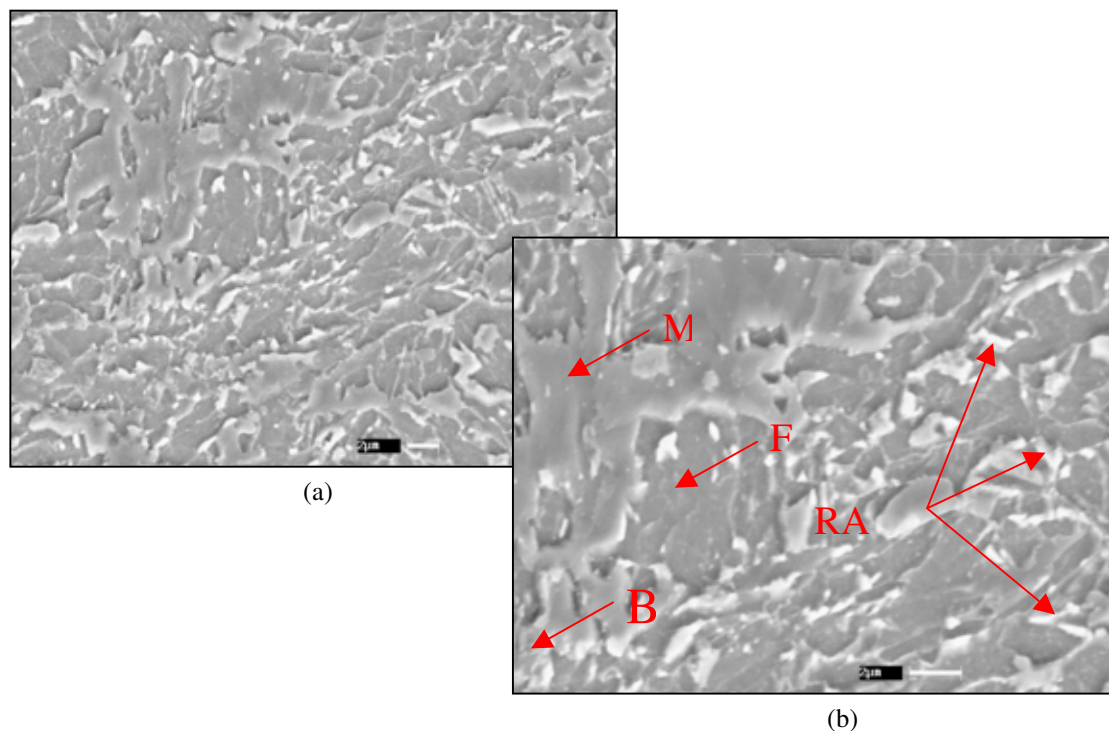


Figura 4.4.1.4 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 4.800.000 s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. B (bainita), M (martensita), F (ferrita) e RA (austenita retida).

De forma semelhante, para todos os tempos de envelhecimento à temperatura ambiente (25°C), não foi observado alterações microestruturais ou ocorrência de precipitação. A bainita por não ter os contornos bem definidos se mistura com a microestrutura da martensita.

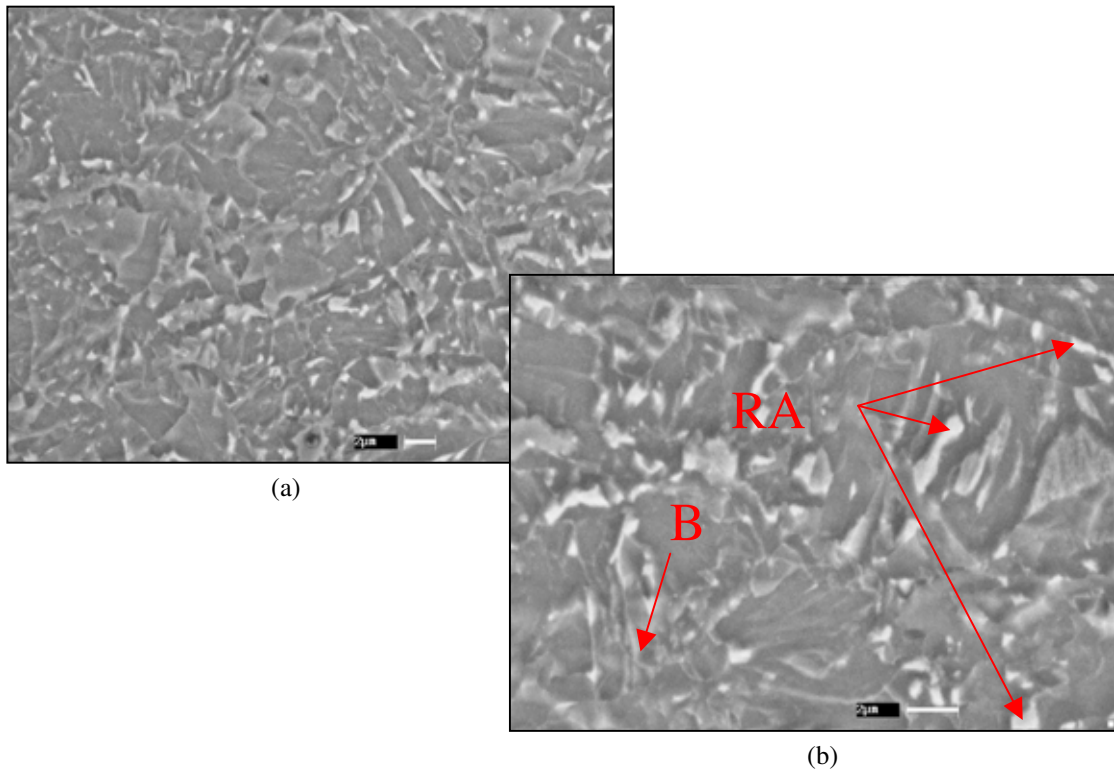
#### 4.4.2 Análise da superfície polida para temperatura de envelhecimento de 125°C

As Figura 4.4.2.1, (a) e (b), mostram a microestrutura do aço CP, envelhecido por 300 segundos na temperatura de 125°C, com aumento de 3000x e 5000x respectivamente. Também para este caso, não observou-se alterações ou presenças de precipitação. A estrutura é bem semelhante à anterior. A Figura 4.4.2.1 (b) mostra em detalhes uma região um pouco mais rica em martensita, distribuída na fase ferrítica.



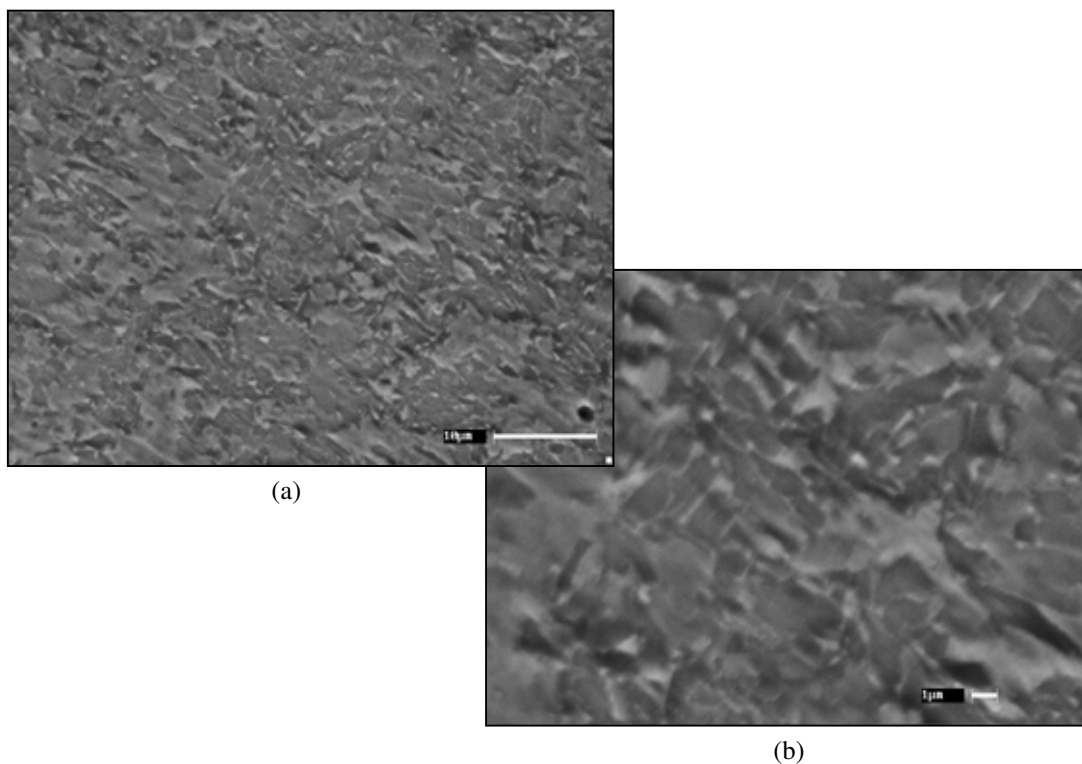
4.4.2.1 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 125°C com tempo de 300 s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. B (bainita), M (martensita), F (ferrita) e A.R. (austenita retida).

As Figura 4.4.2.2, (a) e (b), mostram a microestrutura do aço *CP*, envelhecido por 60.000 segundos à temperatura de 125°C, com aumento de 3000x e 5000x respectivamente. Não observou-se alterações estruturais, microestrutura é semelhante as anteriores, com grãos refinados. Em detalhe, a Figura 4.4.2.2 (b) mostra uma um região um pouco mais rico em austenita retida e região com de bainita.



4.4.2.2 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 125°C com tempo de 60.000 s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. B (bainita) e A.R. (austenita retida).

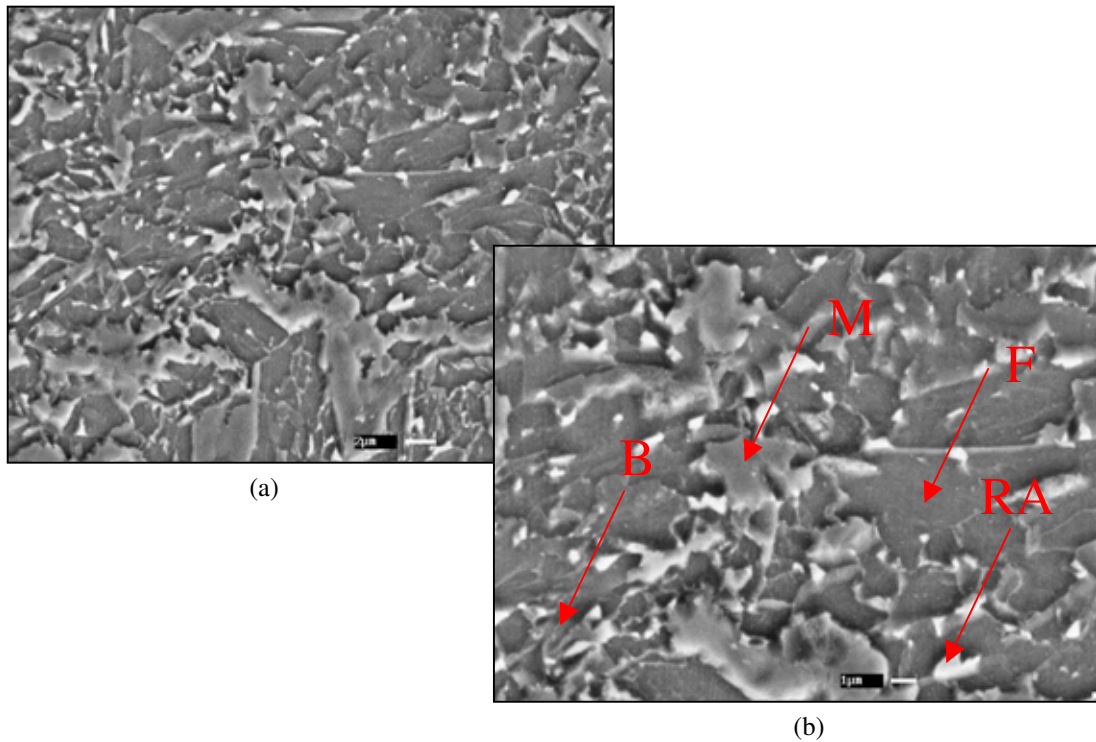
A Figura 4.4.2.3, (a) e (b), mostram a micrografia para as outras duas condições de envelhecimento à 125°C, com aumento de 1000x e 5000x, respectivamente, de forma semelhante à ocorrência a 25°C, não ocorreu alterações notórias na microestrutura ou precipitação.



4.4.2.3 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 125°C com tempo de 300.000 s com aumento de: (a) 1000x e (b) 5000x.

#### 4.4.3 Análise da superfície polida para temperatura de envelhecimento de 180°C

As Figura 4.4.3.1, (a) e (b), mostram a microestrutura do aço *CP*, envelhecido por 1.200 segundos na temperatura de 180°C, com aumento de 3000x e 5000x, respectivamente. Como era de se esperar, nesta condição o aço alcança um bom nível de resistência com boa ductibilidade, isto ocorre devido ao equilíbrio das fases na matriz, pode-se observar o arranjo da martensita, da bainita e a homogeneidade dos grãos de austenita retida distribuídas na matriz ferrítica como mostra a Figura 4.4.3.1 (b).



4.4.3.1 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 180°C com tempo de 1.200s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. B (bainita), M (martensita), F (ferrita) e A.R. (austenita retida).

Nos demais tempos de envelhecimento para a temperatura de 180°C não se observou alterações ou presenças de precipitação. A estrutura é bem semelhante às anteriores. Como pode ser visto na Figura 4.4.3.2 (a) e (b).



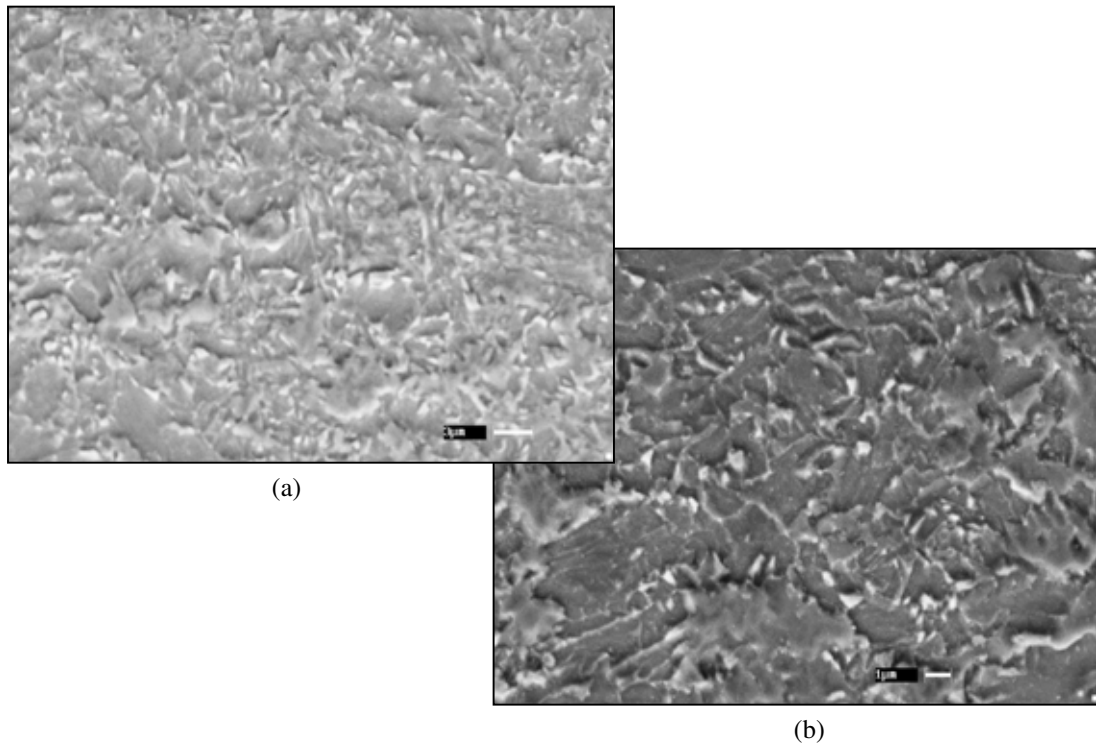


Figura 4.4.3.2 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 180°C com tempo: (a) de 600.000s com aumento de 3000x e (b) de 6.000s com aumento de 5000x.

Nota-se a Figura 4.4.3.2 (b) uma alta fração volumétrica de austenita retida na matriz ferrítica e uma boa distribuição das fases.

#### 4.4.4 Análise da superfície de fratura do aço como fornecido

A Figura 4.4.4.1 mostra a superfície de fratura do *Complex Phase* como recebido. Observa-se o predomínio da existência de alvéolos (*dimples*), com algumas partículas de segunda fase, indicando um micromecanismo de fratura dúctil.

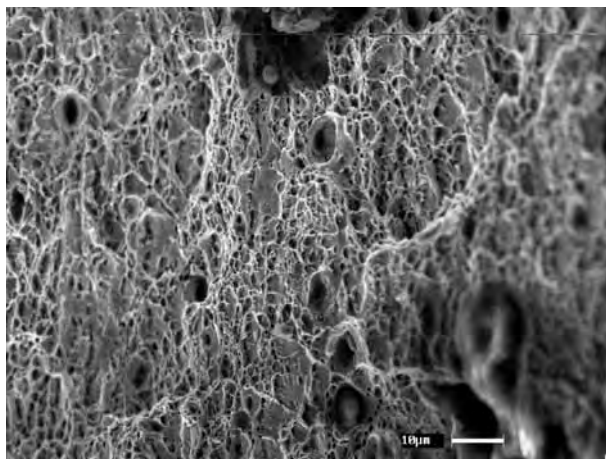


Figura 4.4.4.1 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 como fornecido com aumento de 1000x.

A Figura 4.4.4.2, com maior ampliação, mostra com maior detalhe os alvéolos com tamanhos variados, pode-se observar trinca por coalescência de vazios.

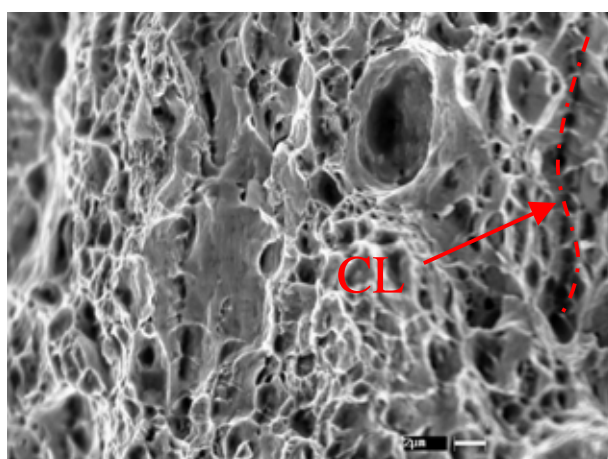


Figura 4.4.4.2 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 como fornecido com aumento de 3000x. C. V. (coalescência de vazios)

A Figura 4.4.4.3, mostra a presença também de facetas de clivagem, indicando uma fratura mista e, em detalhe, um *dimple* de maior tamanho, indicando um possível desprendimento de precipitado.

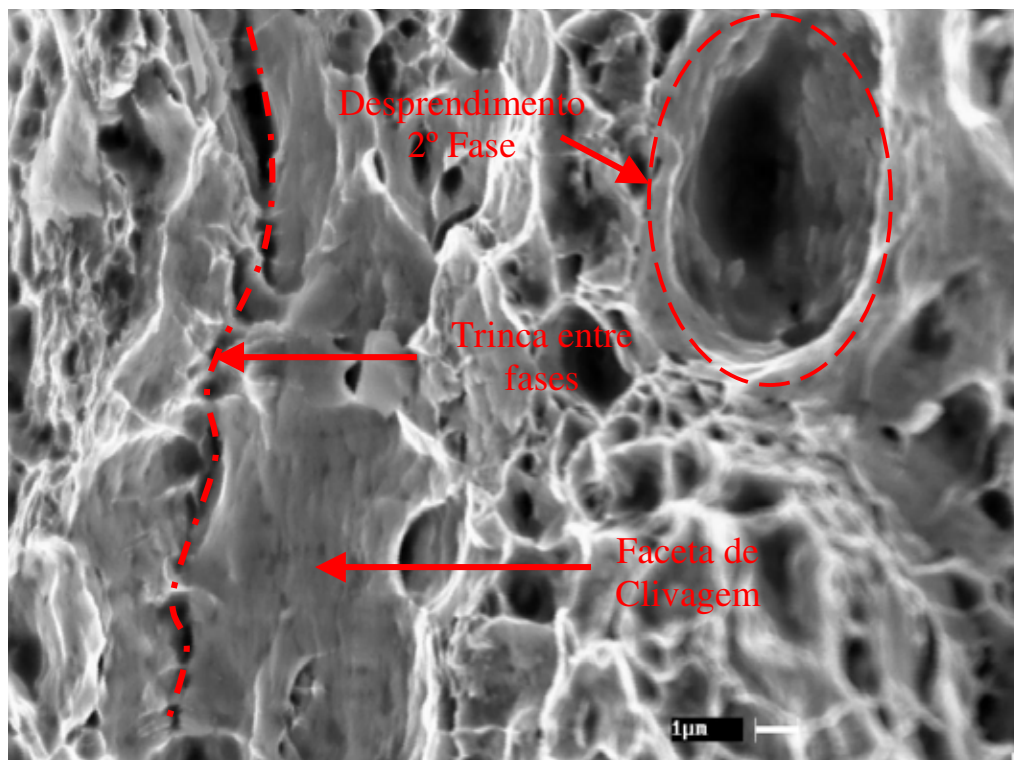


Figura 4.4.4.3 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 como fornecido com aumento de 5000x.

#### 4.4.5 Análise da superfície de fratura para temperatura de envelhecimento de 25°C

A Figura 4.4.5.1, mostra a microestrutura do aço *CP*, envelhecido por 3.000.000 segundos na temperatura de 25°C, com aumento de 1000x. Observa-se o predomínio de alvéolos, micromecanismo de fratura dúctil.

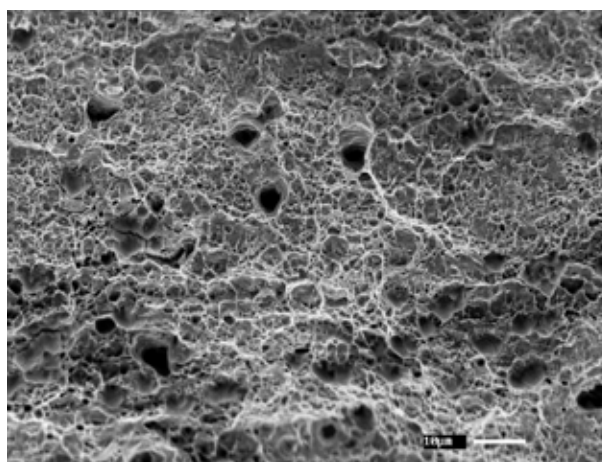


Figura 4.4.5.1 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 3.000.000s com aumento de 1000x

Na Figura 4.4.5.2, mostra a microestrutura do aço *CP*, envelhecido por 3.000.000 segundos na temperatura de 25°C, com aumento de 3000x. Pode-se observar detalhes dos alvéolos com rara ocorrência de clivagem caracterizando uma fratura mista.

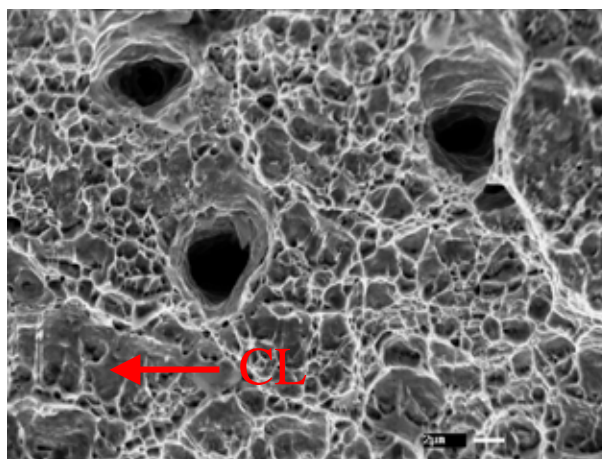


Figura 4.4.5.2 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 3.000.000s com aumento de 3000x. CL (clivagem).

Na Figura 4.4.5.3, mostra a microestrutura do aço *CP*, envelhecido por 3.000.000 segundos na temperatura de 25°C, com aumento de 5000x. Em detalhe pode-se observar que entre os alvéolos pequenos há ocorrência de facetas de clivagem. Os alvéolos pequenos e os grandes vazios correspondem a grande deformação ocorrida na fase dúctil (ferrita) durante a deformação plástica, ao atingir altos níveis de tensão a fase dura, finamente distribuída, se rompe, originando as facetas de clivagem.

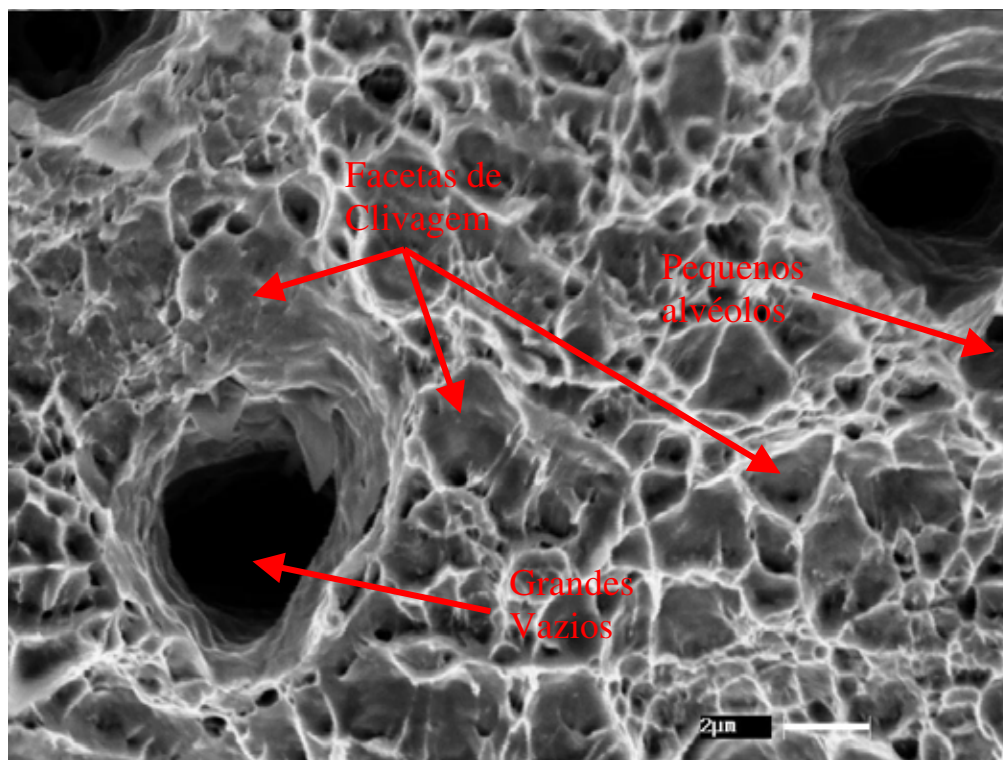


Figura 4.4.5.3 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 25°C com tempo de 3.000.000s com aumento de 5000x

Nos demais tempos de envelhecimento para a temperatura de 25°C não se observou significativas alterações na microestrutura, sendo semelhante às anteriores.

#### 4.4.6 Análise da superfície de fratura para temperatura de envelhecimento de 125°C

Observa-se através da Figura 4.4.6.1 que o predomínio é o alvéolo. De forma semelhante as anteriores, nota-se, através da Figura 4.4.6.1 (c) que entre os *dimples* ocorrem pequenas facetas de clivagem, caracterizando um tipo de fratura mista.

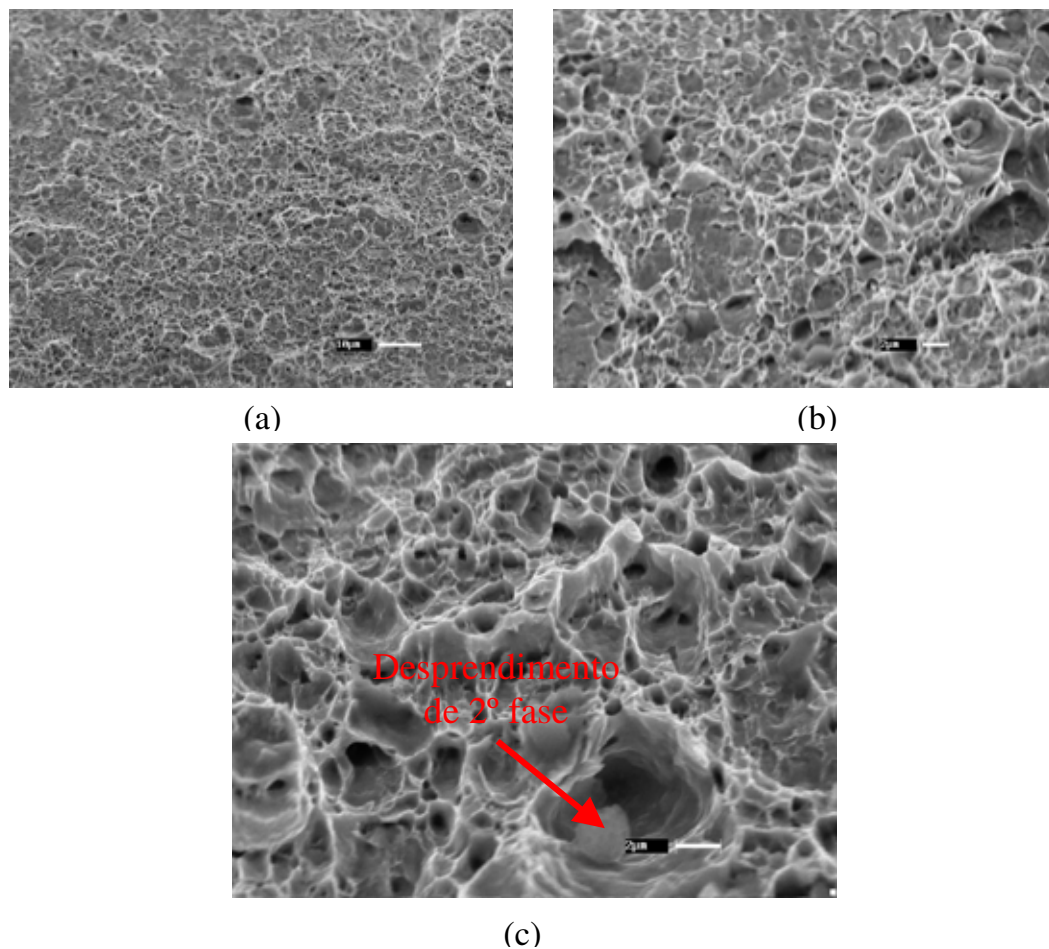


Figura 4.4.6.1 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 125°C com tempo de 300s com aumento de: (a) de 1000x, (b) 3000x e (c) 5000x.

Para os demais tempos de envelhecimento na temperatura de 125°C não houve mudanças significativas na microestrutura de fratura.

#### 4.4.7 Análise da superfície de fratura para temperatura de envelhecimento de 180°C

Na Figura 4.4.7.1, (a) e (b), mostra a microestrutura do aço *CP*, envelhecido por 1.200 segundos na temperatura de 180°C, com aumento de 3000x e 5000x respectivamente. Nota-se para estas microestruturas o predomínio de fratura por alvéolos, semelhante as anteriores, pode-se observar também a ocorrência de clivagem em menor proporção e precipitação de 2ª fase.

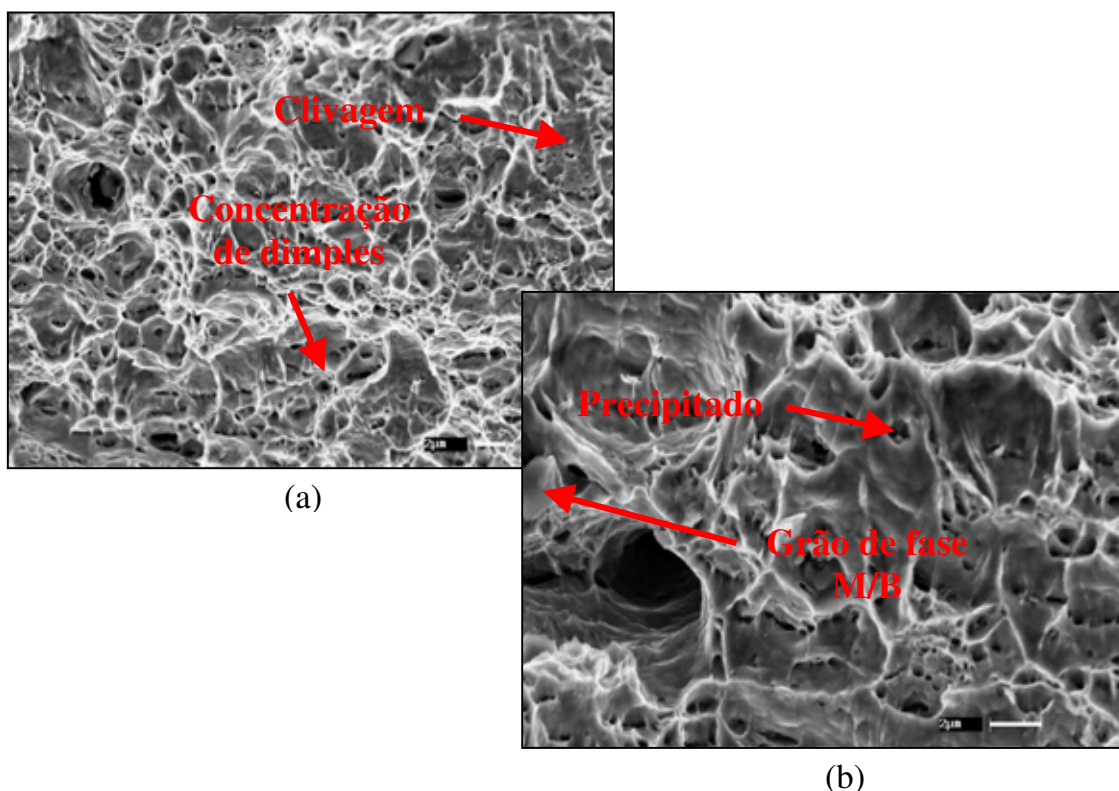


Figura 4.4.7.1 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 180°C com tempo de 1.200s com aumento de: (a) 3000x e (b) 5000x. M (martensita) e B (bainita).

Na Figura 4.4.7.2, mostra a microestrutura do aço *CP*, envelhecido por 600.000 segundos na temperatura de 180°C, com aumento de 1000x, 3000x e 5000x respectivamente. Observa-se a formação de precipitados no interior dos alvéolos em pequenas quantidades, porém não significa que ocorreu precipitação durante o envelhecimento (rara ocorrência).

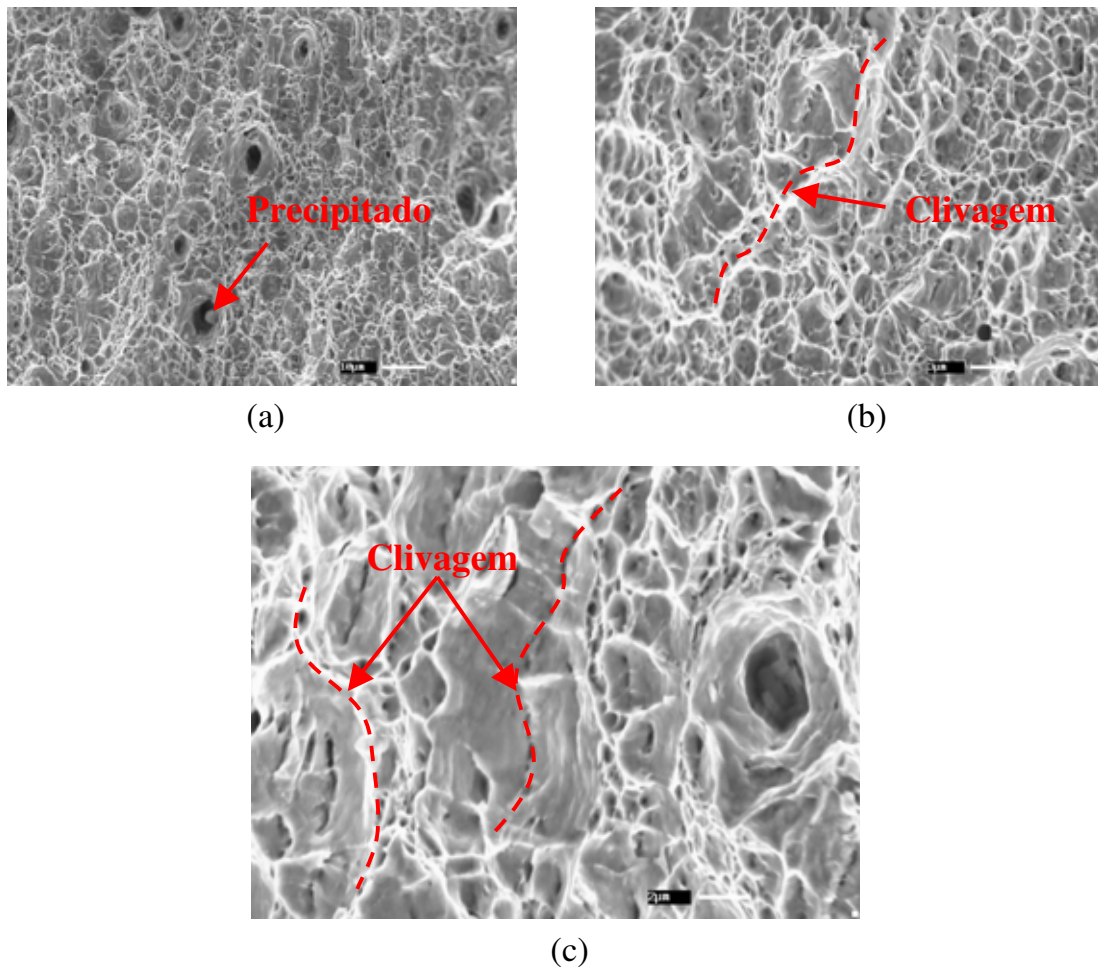


Figura 4.4.7.2 Micrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura do CPW800 envelhecido a 180°C com tempo de 600.000s com aumento de: (a) 1000x, (b) 3000x e (c) 5000x.

Para os demais tempos de envelhecimento na temperatura de 180°C não houve mudanças significativas na microestrutura de fratura.



## 5. CONCLUSÕES

1. Observa-se, para as três temperaturas de envelhecimento estudadas, após a pré-deformação de 2%, que o envelhecimento ocorreu, assinalado, principalmente pelo aumento do limite de escoamento.
2. O ganho no limite de escoamento de escoamento atingiu valores de 89 MPa, para o temperatura de 25°C, 159 MPa, para 125°C e 190 MPa, para 180°C, mostrando a influencia da temperatura no processo de envelhecimento.
3. Foi demonstrado que o envelhecimento ocorre, mesmo à temperatura ambiente (25°C), embora a cinetica de envelhecimento seja mais lenta nesta temperatura, acelerando gradativamente para as temperaturas de 125°C e 180°C.
4. Para as temperaturas de envelhecimento a 125°C e 180°C, ocorre um fenômeno bastante interessante, há uma redução gradativa na deformação plástica uniforme, durante o ensaio de tração, com o aumento do tempo de envelhecimento. A partir do tempo de 60.000 segundos, para a temperatura de 125°C, e para o tempo de 1.200 segundos, para a temperatura de 180°C, observa-se a supressão do alongamento plástico uniforme e o limite de escoamento iguala-se ao limite de resistência.
5. Os cálculos para a energia de ativação mostram um valor de 34,35 KJ/mol para a movimentação dos átomos de soluto nos aços *Complex Phase*, após a pré-deformação.
6. As medidas de dureza não mostraram alterações durante o processo de envelhecimento, indicando que não houve mudança na dureza das fases, e que o processo de envelhecimento não se manifesta por precipitação e sim por ancoramento de discordâncias pelos átomos de soluto.
7. As micrografias, tanto para óptica como eletrônica, mostraram as estruturas típicas de um aço *CP*, uma matriz ferritica refinada, com ilhas ou regiões de segunda fase (bainita e/ou martensita) com tamanhos de grão mais reduzidos ainda e pequenas porções de austenita retida. Não foi observado a presença de precipitados devido ao processo de envelhecimento.

8. As análises por MEV, da superfície de fratura, para todas as condições de envelhecimento estudadas, mostraram que o mecanismo de fratura ativado foi predominante por *dimples*, com a presença de facetas de clivagem em menor proporção, indicando um tipo de fratura mista.
9. Os resultados mostram que o efeito *BH*, comumente utilizado pela indústria automobilística, cerca de 20 minutos a 180°C, alcança um aumento no limite de escoamento significativo. Este aumento poderia ser alcançado também a 125°C, porém necessitaria de tempos mais prolongados. Na temperatura de 180°C, este efeito poderia ser aumentado, porém com elevação significativa no tempo de envelhecimento, fato que poderia inviabilizar economicamente o processo.

## **6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Ataque químico com o reagente metabissulfito de sódio 10%, para quantificar a fração volumétrica de austenita retida;
- Ataque químico com o reagente Le Pera, para uma análise qualitativa das fases dispostas na estrutura;
- tempos de envelhecimento mais longos para a temperatura de 125°C, para a verificação de um possível super-envelhecimento do material;
- tempos de envelhecimento mais longos para a temperatura de 180°C, para a verificação de aumento no limite de escoamento;
- Análise por Microscópio Eletrônico de Transmissão, para viabilizar a visualização de precipitados sub-microscópicos e estruturas de discordâncias.

## REFERÊNCIAS

AARONSON, H.I., *The Proeutectoid Ferrite and the Proeutectoid Cementite Reactions*, in *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, V.F. Zackay and H.I. Aaronson, Ed., Interscience, New York, 1962, p 387–548

ABDALLA, A. J., HASHIMOTO, T.M., FELIPE, H., FERREIRA, I., **Estudo do envelhecimento por deformação a frio em aços API-5L-B e API-5L-X52 com Microestruturas Bifásicas**. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Projeto e Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1995.

ABDALLA, A.J., HASHIMOTO, T.M., PEREIRA, M.S., MONTEIRO, W.A., ANAZAWA, R.M., **Modelo do Desenvolvimento de Subestruturas de Discordâncias em Uu Aço Multifásico Submetido à Fadiga**. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, v. 25, n. 2, 65-70, 2006.

ABM **Brasil**, disponível em [www.abmbrasil.com.br/.../20080728\\_2valoragregado\\_kleinermarra.pps](http://www.abmbrasil.com.br/.../20080728_2valoragregado_kleinermarra.pps) > Acesso em 10 jan. 2010.

ALMEIDA, G.M.R., DAFÉ, S.S.F., OLIVEIRA, F.L.G., COTA, A.B., **Modelagem da formação não isotérmica da austenita em um aço de baixo carbono**. Metalurgia & Materiais, Minas, Ouro Preto, vol. 63, p. 293-298. 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A1008/A1008M-10**, Standard Specification for Steel, Sheet, Cold-Rolled, Carbon, Structural, High-Strength Low-Alloy, High-Strength Low-Alloy with Improved Formability, Solution Hardened, and Bake Hardenable, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384-10e2**: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. 1990.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 3-10**: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M-09**, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, 2008.

AMERICAN IRON AND STEEL INSTITUTE, disponível em: <<http://www.worldautosteel.org/Projects/ULSAB.aspx>>. Acesso em 06 de julho de 2010.

ARCELORMITTAL, disponível em: <[http://www.arcelormittal.com/automotive/sheets/catalogue.pl?id\\_sheet=C&header=&language=EM](http://www.arcelormittal.com/automotive/sheets/catalogue.pl?id_sheet=C&header=&language=EM)>. Acesso em 05 de julho de 2010.

ARMCO, disponível em: <[www.armco.com.br](http://www.armco.com.br)>. Acesso em: 09 junho 2008.

MARRA, K. M., **Aços Dual Phase da Usiminas: Características e Potencial de Aplicação em Veículos Automotores**. In: Congresso Anual da ABM, 63. Workshop sobre Inovações para o Desenvolvimento de Aços de Elevado Valor Agregado - Foco Indústria Automotiva, 2, 2008, Santos.

BAIRD, J.D., *Iron and Steel*, 1963, vol. 36, pp. 368-74.

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

BHADESHIA, H.K.D.H., *Steels Microstructure and Properties*, 3<sup>o</sup> edition, Institute of Materials, London, UK, 2006.

BHATTACHARYA, D., FONSTEIN, N., *Niobium Bearing Advanced Sheet Steels For Automotive Applications at ArcelorMittal*. 3001 E. Columbus Drive; East Chicago, Indiana 46312, USA.

BLECK, W., *Proc. of Intl. Conf. on TRIP Aided High Strength Ferrous Alloys*, Ghent, Belgium, 247, 2002.

BOYER, H., *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, American Society for Metals, 1977, p.28.

BRAMFITT, B. L., SPEER, J. G., *A Perspective on the Morphology of Bainite*, Metallurgical Transactions A, Vol. 21A, 1990, p 817-829.

BULLOUGH, R., NEWMAN, R.C., *The Kinetics of Migration of Point Defects to Dislocations*, AERE, Haswell-Berkshire, 1969, pp. 26-31.

BUONO, V.T.L., ANDRADE, M.S., GONZALEZ, B.M., *Kinetics of Strain Aging in Drawn Pearlitic Steels*. Metallurgical and materials transactions A, 1998, Vol. P.1415 – 1422.

BURKE, J., *The Kinetics of Phase Transformation in Metals*, Pergamon Press, London, 1965, p. 176.

BYUN, Y.S.; KIM, I.S.; KIM, S.J. *Yielding and Strain aging behaviors of an Fe-0,07C-1,6Mn dual phase*. Transactions ISIJ, v. 24, n. 5, p. 372-8, Sep. 1984.

CAHN, R. W., HAASEN, P., *Physical Metallurgy*, Volume I, Elsevier Science, ISBN 0 444 89875 1, Amsterdam, The Netherlands, 1996.

CALLISTER, W.D.JR., *Materials Science And Engineering: An Introduction* - John Wiley & Sons, Inc., New York, NY, 1991, 7th ed. 2007.

CHIAVERINI, V. Aços Estruturais. In: **Aços e Ferros Fundidos**. São Paulo: ABM, 1990.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4 ed. São Paulo: Ed. Edgard Blücher Ltda, 2008.

COOMAN, B.C., *Phase transformations and microstructure - mechanical properties relations in Complex Phase high strength steels*, 2002.

COTTRELL, A. H.; BILBY, B. A. *Dislocation Theory of Yielding and Strain Aging of Iron*. Proc. of Phys. Soc. LXIII, I-A, vol. 62<sup>a</sup>, p. 49-62, 1949.

DAVENPORT, E.S., BAIN, E.C., *Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures*, *Transactions AIME*, Vol 90, 1930, p 117–144; reprinted as a Metallurgical Classic, with commentary by Harold W. Paxton, in *Metallurgical Transactions*, Vol 1, 1970, p 3475–353.

DE, A. K.; VANDEPUTTE, S.; DE COOMAN, B. C., *Static Strain Aging Behavior of Ultra Low Carbon Bake Hardening Steel*. *Scripta Materialia*, Vol. 41, No. 8, p. 831-837, 1999.

DE, A.K., VANDEPUTTE, S., DE COOMAN, B.C., *Kinetics of Strain Aging in Bake Hardening Ultra Low Carbon Steel—a Comparison with Low Carbon Steel*, *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 10, pg. 567-575, Oct 2001.

DOREMUS, R.H., KOCH, E.F., *Trans. AIME*, 1960, vol. 218, pp. 591 – 595.

DUBOIS, M., MOREAU, A., DAWSON, A., MILITZER, M., BUSSIÈRE, J. F., *Laser Ultrasonic Measurement of Microstructure Evolution During Metals Processing*. RTO MP-9 - Intelligent Processing of High Performance Materials, Brussels, Belgium, p13-14, May 1998.

FARAL, O. M., HOURMAN, T., *Influence of Continuous Annealing on Dual Phase and TRIP Steels for Automotive Application*. 41st MWSP CONF. PROC, ISS, VOL. XXXVII, p. 253-263, 1999.

GIEFERS, H., BAKE, K., FREHN, A., REDENIUS, A., DIEKMANN, U., “*Method for producing a workpiece, a workpiece and use of a workpiece*”, International Patent Classification: C21D8/00; C22C38/00; C21D6/00. Kriegsman & Kriegsman (30 turnpike road, suite 9, southborough, ma, 01772, us), Oct 2010.

GIUMELLI, M ., MILITZER, A. K., HAWBOLT, E. B., *Analysis of the austenite grain size distribution in plain carbon steels*, ISIJ INTERNATIONAL, p 271-280, v. 39, 1999.

GONZALEZ, B.M., RODRIGUES, P.C.M., CETLIN, P.R., COELHO, A.R.Z., *Proc. Nat. Conf. on Metallurgical Science and Technology*, CENIM, Madrid, 1990, vol. 3, pp. 39-45.

GORNI, A.A., **Estudo Analisa Principais Propriedades dos Aços Usados na Industria Automotiva**. Revista Corte& Conformação de Metais. Janeiro 2008, editora Aranda, pg. 22-31.

GORNI, A. A., **Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa**. 2001. 120f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Departamento de Engenharia de Materiais) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.



GUTHRIE, R.I.L., JONAS, J.J., **ASM Handbook: Properties...1**, ASM INTERNATIONAL, Materials Park, OH., 1990, pp. 115–16.

HAMMER, B., HELLER, T., SCHMITZ, J., WANS, J., NUSS, A., “*Method for manufacturing flat steel products from a steel forming a complex phase structure*”, International Patent Classification: **C22C 38/02** (2006.01); **C22C 38/04** (2006.01); **C22C 38/14** (2006.01); **C22C 38/18** (2006.01); **B22D 11/00** (2006.01); **B22D 11/06** (2006.01); **C21D 8/04** (2006.01), COHAUSZ & FLORACK; Bleichstrasse 14 40211 Düsseldorf (DE), Oct. 2007.

HAM, F.S., *J. Appl. Phys.*, 1959, vol. 30, pp. 915-26.

HARPER, S.; *Phys. Rev.*, 1951, vol. 83, pp. 709-12.

HELLER, T., HAMMER, B., SCHMITZ, J.W., NUSS, J.W.A., “**PROSKAUER ROSE LLP**”, U.S. Patent 20090277546, sem data.

H & M ANALYTICAL SERVICES, Inc., disponível em: <[http://www.h-and-m-analytical.com/pdfs/retained\\_austenite.pdf](http://www.h-and-m-analytical.com/pdfs/retained_austenite.pdf)>. Acesso em 27 de março de 2011.

INSTITUTO BRASILEIRO DE SIDERURGIA. **Mercado Brasileiro de Aço: Análise Setorial e Regional**. 2008.

JEONG, W.C., HAN, S.H., *J. KOR. Inst. Met. Mater.*, 1993, vol. (9), pp. 1181-90.

JEONG, W. C., *Effect of Prestrain on Aging and Bake Hardening of Cold-Rolled, Continuously Annealed Steel Sheets*. Metallurgical and materials transactions A. Volume 29a, february 1998.

JIA, T., MILITZER, M., LIU, Z. Y., *General Method of Phase Transformation Modeling in Advanced High Strength Steels*. ISIJ International, Vol. 50 (2010), No. 4, pp. 583–590, 2009.

KARELOVA, A., KREMPASZKY, C., WERNER, E., TSIPOURIDIS, P., HEBESBERGER, T., PICHLER, A., *Hole Expansion of Dual-phase and Complex-phase AHS Steels - Effect of Edge Conditions*, DOI: 10.2374/SRI08SP110; Nov. 2008, 71-76 p.

KAWASAKI STEELS, *Bake Hardenable Steel Sheets*, disponível em: <[http://www.jfe-21st-cf.or.jp/chapter\\_1/1b\\_2.html](http://www.jfe-21st-cf.or.jp/chapter_1/1b_2.html)>, em 12 de fevereiro de 2011.

KEMP, I.P., *Mater. Forum*, 1990, vol. 4, pp. 270-75.

KEMP, I.P., POLLARD, G., BRAMLEY, A.N., *Mater. Sci. Technol.*, 1990, vol. 6, pp. 331-337.

KRAUSS, G., *Steels : processing, structure, and performance*, ASM International. ISBN: 0-87170-817-5, 2005.

LESLIE, W.C., *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw-Hill, New York, NY, 1981, pp. 68-105

LIMA, L. C. S., NETO, C. M., *AÇOS “BAKE HARDENING”* São José dos Campos, 09 Julho de 2005.

LONGO, W.P., MONTEIRO, S. N., *Metalurgia* **43** (1987) 406. 1987.

LORA, F. A., *Avaliação Do Processo De Estampagem Profunda De Chapas De Aço BH 180 e BH 200 Utilizado Na Industria Automotiva*. (Dissertação de

Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

MAIA, A. H., **Microestrutura Ferrita De Widmanstaetten**. Trabalho da disciplina Laboratório de Materiais III. Universidade Federal Do Espírito Santo - Centro Tecnológico Departamento De Engenharia Mecânica. Vitória. 2011.

MASSALSKI, T. B., *Binary Alloy Phase Diagrams*, ASM International, Materials Park, OH. 2nd edition, Vol. 1, 1990.

METALS HANDBOOK, *Metallography, Structures and Phase Diagrams*, American Society for Metals, Materials Park, Oh. Vol.8, 8a.Edição, 1973.

MEHL, R.F., *Hardenability of Alloy Steels*, American Society for Metals, 1939.

MEHL, R.F., DUBE', A., *Phase Transformations in Solids*, John Wiley & Sons, New York, 1951.

MERWIN, M. J., BECKER, C. T., GIANANTE, D. R., *Analysis of HSLA Steel Microstructures by Various Techniques*, Microscopy Society of America, doi: 10.1017/S1431927609093052, 2009.

MESPLONT, C., DE COOMAN, B. C., VANDEPUTTE, S., *Iron and Steelmaker*, 29, 39, 2002.

MESPLONT, C., VANDEPUTTE, S., DE COOMAN, B. C., *Proc. 43<sup>rd</sup> Conf. on Mechanical Working and Steel Processing*, Charlotte, NC, USA, ISS, 359, 2001.

MESPLONT, C., DE COOMAN, B. C., *Mater. Sci. Technol*, **19**, 875, 2003.

MIZUI, N., OKAMOTO, A., *Int. Conf. Proc. on Steel in Motor Vehicle Manufacture*, H. Erasgeber, ed., Stahl und Eisen, Wurzburg, Germany, 1990, pp. 85-94.

Murari, F.D., **Cinética De Envelhecimento De Aços Dual Phase De Baixa Resistência Mecânica Laminados A Frio**, 2009, 139f. Tese Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas - Metalurgia Física) - Universidade Federal de Minas Gerais. 2009.

NAKADA, Y., KEN, A.S., *Acta. Metall*, 1967, vol. 15, pp. 879 – 883

NETO, A. S. M., **Estudo da Cinética de Precipitação de Ag na liga Cu-7%Al-4%Ag**. (Dissertação de Mestrado em Química) – Instituto de Química do Campus de Araraquara, Universidade Estadual Paulista, Araraquara, 2005.

NOBUSUKE, K., SHUSAKU, T., TETSUO, S., TETSUYA, M., KEI, S., HIROSH, T., **High Strength Hot-Rolled Steel Plate**. Patent: EP1616970, Março 2006. url = <http://www.europatentbox.com/patent/EP1616970A1/claim/839175.html>

OHMORI, H., OKAGUSHI, S., FUJISHIRO, Y., OHMORI, Y., **Morphology and Proprietiers of Low-Carbon Bainite**, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 21A, 1990, p 877-888.

OLIVEIRA, F. L. G., COTA, A. B., SPANGLER, M., **Estudo da Cinética de Formação da Austenita no Aquecimento Contínuo em um Aço Microligado com Nb**, Dissertação de Mestrado de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais para título de Mestre em Engenharia de Materiais. Mar 2005.

OLIVEIRA, L. J. S. O., TAVARES, R. P., **Comportamento dos Aços Peritéticos durante a Solidificação no Molde de Lingotamento Contínuo**. 2009. 116f. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica - Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. Universidade Federal De Minas Gerais, 2009.

PANDA, A.K.; GANGULY, R.I.; MISRA, S., *Studies on kinetics of strain ageing in Nb, Ti, V-earing HSLA steels and a dual phase steel*. *Steel Research*, v. 63, n. 3, p. 131-6, 1992.

PEREIRA, M. S. **Caracterização Microestrutural e Mecânica de um Aço Multifásico, em Consonância com o Projeto ULSAB - AVC**. 2004. 98f. Tese (Livre Docência em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

PICKERING, F.B., *The Structure and Properties of Bainite in Steels, in Transformation and Hardenability in Steels*, Climax Molybdenum Company of Michigan, Ann Arbor, MI, 1977, p 109–132.

REED-HILL, R. E., *Physcal Metallurgy Principles*. Boston, 3° edição, 926 p, 1994.

Report: "*Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines*" Version 3, International Iron and Steel Institute, Committee on Automotive Application, September, 2006.

RUUKKI, disponível em: [www.ruukki.com](http://www.ruukki.com), Acesso em 07 june 2010.

SALES, L.S., **Envelhecimento na Martensita Induzida por Deformação em Aços Tipo AISI 304**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal De Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

SAMEK, L.; DE MOOR, E.; PENNING, J.; SPEER, J.G.; DE COOMAN, B.C. *Static strain aging of microstructural constituents in transformation-induced-plasticity steel*. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 39, n. 11, p. 2542-54, Nov. 2008.

SARKAR, S., MILITZER, M., POOLE, W. J., FAZEU, F., *Proc. of Intl. Symp. Advanced High-strength and other Specialty Sheet Steel Products for the Automotive Industry*, MST'07,61, 2007.

SATOH, S.; OKADA, S.; KATO, T.; HASHIMOTO, O.; HANAZAWA, T. & TSUNEKAWA, H., *Development of Bake-Hardening High-Strength Cold-Rolled Sheet Steels for Automobile Exposed Panels*. Kawasaki Steel Technical Report, 27, November 1992, 31-38.

SENUMA, T., (2001), *ISIJIntl.*, **41**, 520.

SCHAEFFLER, D. J., *Stamping J.*, **16**, 15, 2004.

SHAW, J., ENGL, B., ESPINA, C., OREN, E. C., KAWAMOTO, Y., *New Steel Sheets and Steel Bar Products and Processing*, SAE-SP 1685, Ed. D.W. Anderson et al., SAE, Warrendale, PA, 2002, 63.

SHUSHI, I., KOICHI, M., HIROSHI, A., *Dual Phase Steel Sheet With Good Bake-Hardening Properties*. Patent: 20090242085, Oct. 2009. url = <http://www.freepatentsonline.com/y2009>

SNOCK, J., *Physica*, 1941, vol. 8 pp. 711-715

SPEICH, G.R., *Fundamentals of dual phase steels*, AIME, New York, 1981.

TAKECHI, H., *Hot and Cold Rolled Sheet Steels*, R. Pradhan and S. Ludovsky, eds., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1988, pp.118-38.

THYSSEN KRUPP STEEL: *Bake hardening steels BHZ - High-strength steels with added yield strength through paint baking*. September 2008.

THYSSEN KRUPP STEEL, disponível em:  
<http://www.worldautosteel.org/SteelBasics/Steel-Types.aspx> >. Acesso 12 de abril de 2010.

USIMINAS, disponível em:  
[http://www.usiminas.com/irj/go/km/docs/prtl\\_doc/riosunidos/pt/SalaDeImprensa/PublicacoesEspeciais/ForaDeSerieAutomotivo/ForaDeSerieAutomotivo04.pdf](http://www.usiminas.com/irj/go/km/docs/prtl_doc/riosunidos/pt/SalaDeImprensa/PublicacoesEspeciais/ForaDeSerieAutomotivo/ForaDeSerieAutomotivo04.pdf). Acesso em 06 de julho de 2010.

XU, W. REVERA-DIAZ-DEL-CASTILHO, P.E.J., ZWAAG, S., *Ferrite/Perlite band Prevention in Dual Phase and TRIP Steel: Model Development*. ISIJ International, vol. 45, p. 380-387, 2005.

YAMADA, Y., *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 1976, vol. 16, pp. 417-26.

WATERSCHOOT, T., DE, A.K., VANDEPUTTE, S., De COOMAN, B.C., *Static Strain Aging Phenomena in Cold-Rolled Dual-Phase Steels*, Laboratory of Iron and Steelmaking, Ghent University (RUG), B-9052 Zwijnaarde (Ghent), Belgium e Department of Metallurgy and Materials Engineering, Colorado School of Mines, Golden, CO 80401. S. VANDEPUTTE, Manuscript submitted May 5, 2002.

WATTE, P., VAN, J. H., AERNOUDT, E., LEFEVER, I., *Scripta Metall. Mater.*, 1996, vol. 34, pp. 89-95.

WILSON, D.V., RUSSELL, B., *Acta Metall.*, 1959, vol. 7, pp. 628 – 631.

WILSON, D.V., RUSSELL, B., *Acta Metall.*, 1960, vol. 8, pp. 468 – 479.

WORDAUTOSTEEL, disponível em:  
<http://www.worldautosteel.org/SteelBasics/Steel-Types.aspx> >. Acesso 26 de abril de 2010.

WORLD STEEL ASSOCIATION. *Steel Basics: TRIP*. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org/SteelBasics.aspx>>. Acesso em: 26 jan. 2011.

U. S. STEEL – AUTOMOTIVE - *Bake Hardenable Steels*, disponível em: <http://www.ussteel.com/corp/index.htm>, em 20 de junho 2010.

ZHANG, L. C., TIMOKHINA, I. B., LA FONTAINE, A., RINGER, S. P., HODGSON, P. D., PERELOMA, E. V., *Effect of pre-straining and bake hardening on the microstructure and mechanical properties of CMnSi trip steels*. International Conference on Thermomechanical Processing of Steels. Pg. 10, Italy, Sept. 2008. <http://www.deakin.edu.au/dro/view/DU:30019195>.

ZHAO, Z., *Hot Deformation Behavior of a New-Generation 980 MPa Grade TRIP Steel for Automobiles*. [Advanced Materials Research](#). Volumes 261 – 263, p. 775-779, May. 2011.

ZHAO, J.Z., DE, A.K., DE COOMAN, B.C., *Formation of the Cottrell Atmosphere during Strain Aging of Bake-Hardenable Steels*. Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 32A, pp. 417 – 423, Feb. 2001.

ZRNÍK, J., MAMUZI, I., DOBATKIN, S. V., *Recent progress in high strength low carbon steels*. METALURGIJA 45 (2006) 4, 323-331, 2006.



## ANEXO A – Método dos Quadrados Mínimos para a Cinética de Envelhecimento

método dos mínimos quadrados					Linearização	
25°C	x	x <sup>2</sup>	Y	x*Y	Y	X
	15,38	236,67	0,71	10,94	0,82	15,38
	14,91	222,43	0,82	12,19	0,48	14,91
	15,61	243,59	1,01	15,70	0,98	15,61
	16,01	256,41	1,23	19,70	1,27	16,01
	14,56	211,92	***	0,00	0,22	14,56
	76,48	1171,02	3,77	58,54		
	a <sub>0</sub>	-10,33	-10,33			
a <sub>1</sub>	0,72	0,72				
método dos mínimos quadrados					Linearização	
125°C	x	x <sup>2</sup>	Y	x*Y	Y	X
	6,40	40,92	-0,11	-0,71	-0,22	6,40
	8,70	75,68	-0,04	-0,33	0,01	8,70
	11,00	121,05	0,26	2,86	0,24	11,00
	13,30	177,01	***	0,00	0,47	13,30
	14,91	222,43	1,02	15,18	0,63	14,91
	54,32	637,09	1,13	16,99		
	a <sub>0</sub>	-0,87	-0,87			
a <sub>1</sub>	0,10	0,10				
método dos mínimos quadrados					Linearização	
180°C	x	x <sup>2</sup>	Y	x*Y	Y	X
	5,70	32,53	-0,95	-5,41	-0,58	5,70
	7,09	50,27	-0,20	-1,40	-0,35	7,09
	8,70	75,68	0,46	4,00	-0,09	8,70
	13,30	177,01	0,63	8,38	0,67	13,30
	11,00	121,05	***	0,00	0,29	11,00
	45,80	456,54	-0,06	5,57		
	a <sub>0</sub>	-1,52	-1,52			
a <sub>1</sub>	0,16	0,16				

**ANEXO B – Tabela de correlação entre embutimento, Corpo-de-prova e tratamento térmico**

<b>Amostra</b>	<b>Corpo de Prova Nº</b>	<b>Tratamento Térmico</b>
E1	CDP 12	180°C por 100 minutos
E2	CDP17	180°C por 10.000 minutos
E3	CDP11	180°C por 20 minutos
E4	CDP20	180°C por 1.000 minutos
E5	CDP06	180°C por 5 minutos
E6	CDP23	125°C por 100 minutos
E7	CDP27	125°C por 10.000 minutos
E8	CDP01	25°C por 80.000 minutos
E9	CDP42	25°C por 35.000 minutos
E10	CDP46	125°C por 5 minutos
E11	CDPXX	25°C por 100.000 minutos
E12	CDP36	125°C por 50.000 minutos
E13	CDP39	25°C por 50.000 minutos
E14	CDP25	125°C por 1.000 minutos
E15	CDP31	125°C por 10 minutos
E16	CDP52	25°C por 150.000 minutos