

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Juliovany Drumond

**EFEITO DO SILÍCIO E DE PARÂMETROS DE PROCESSO
NAS MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE UM AÇO BIFÁSICO LAMINADO A FRIO**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. D. Sc. Carlos Augusto Silva de Oliveira

Co-Orientadora: Dr. Nina M. Fonstein

Florianópolis

2012

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Drumond, Juliovany
Efeito do silício e de parâmetros de processo nas
microestruturas e propriedades mecânicas de um aço bifásico
laminado a frio [dissertação] / Juliovany Drumond ;
orientador, Carlos Augusto Silva de Oliveira ; co-
orientadora, Nina Fonstein. - Florianópolis, SC, 2012.
112 p. ; 21cm

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em
Ciência e Engenharia de Materiais.

Inclui referências

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Aços Bifásicos.
I. Oliveira, Carlos Augusto Silva de. II. Fonstein, Nina.
III. Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. IV.
Título.

Juliovany Drumond

**EFEITO DO SILÍCIO E DE PARÂMETROS DE PROCESSO
NAS MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE UM AÇO BIFÁSICO LAMINADO A FRIO**

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre em Engenharia, Especialidade Ciência e Engenharia de Materiais e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina.

Florianópolis, 18 de Outubro de 2012.

Prof. Dr. Ing. Antônio Pedro Novaes de Oliveira
Coordenador do Curso

Banca Examinadora:

Prof. D. Sc. Carlos Augusto Silva de Oliveira
Orientador
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Eng. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Eng. Carlos Enrique Niño Bohórquez
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Ing. Cesar Edil da Costa
Universidade do Estado de Santa Catarina

D. Sc. Fabiano José Fabri Miranda
ArcelorMittal Vega

A Deus, pois nenhum obstáculo é grande demais
quando confiamos Nele.
À minha esposa pela paciência,
incentivo e compreensão.
À minha família, que sempre acreditou em mim.
Aos meus amigos.

AGRADECIMENTOS

À ArcelorMittal pela oportunidade e pelo o apoio financeiro.

Ao Professor Carlos Augusto Silva de Oliveira pela orientação e apoio na condução deste trabalho.

Ao Fabiano José Fabri Miranda e José Francisco da Silva Filho pela orientação, acompanhamento, sugestões e críticas.

Às pesquisadoras do centro de pesquisa da ArcelorMittal U.S.A. Nina M. Fonstein e Olga A. Girina, pelas valiosas discussões sobre o assunto.

Aos colegas da Gerência de Metalurgia da ArcelorMittal Vega.

Aos colegas da Gerência de Área de Laboratório Metalúrgico e de Processos da ArcelorMittal Vega, pelo apoio na realização dos ensaios.

Ao Durval Böge e Renaldo Ferreira Cruz pela ajuda na realização dos tratamentos térmicos na Sociesc em Joinville, SC.

À Universidade Federal de Santa Catarina, em especial ao Departamento de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, pela oportunidade da realização deste projeto de pesquisa.

À Sociesc (Sociedade Educacional de Santa Catarina) em Joinville, SC, por disponibilizar as suas instalações para a realização dos tratamentos térmicos.

RESUMO

Os aços bifásicos têm grande utilização na indústria automotiva, especialmente em função da sua alta resistência mecânica e boa ductilidade. Estas propriedades são devidas à microestrutura destes aços que é composta basicamente de ferrita e martensita, embora ainda possa apresentar uma pequena quantidade de bainita e austenita retida. Neste trabalho estudou-se o efeito da adição de silício nas propriedades mecânicas e na microestrutura final de um aço bifásico, em amostras produzidas em laboratório de aços baixo carbono com e sem adição de silício.

O tratamento térmico foi realizado em um forno com banho de sal, a fim de aquecer as amostras em diferentes temperaturas de austenitização, mantê-las nesta temperatura por 60 segundos e, em seguida, resfriá-las em água ou ao ar. A análise foi baseada na formação da austenita nas diferentes temperaturas de austenitização, bem como na sua decomposição após os resfriamentos.

Foi observado que o silício acelerou a recristalização da ferrita durante o aquecimento, promovendo uma maior taxa de nucleação da austenita durante o processo de austenitização. Em consequência, o aço com adição de silício apresentou uma maior fração de austenita formada antes do resfriamento juntamente com uma maior temperabilidade desta fase. A maior temperabilidade no aço com silício gerou uma maior porcentagem em volume de martensita na microestrutura final, aliada a uma menor fração de bainita e nova ferrita. Com relação às propriedades mecânicas, o aço com silício apresentou maiores limites de escoamento e de resistência em boa parte das temperaturas estudadas, o que está diretamente relacionado com os constituintes contidos na microestrutura deste aço.

Palavras-chave: Austenitização; Bifásicos; Recristalização.

ABSTRACT

Dual Phase steels have widespread use in the automotive industry, especially due to its high strength and ductility. These properties are owing to the microstructure of these steels which is basically composed of ferrite and martensite, although it can show a small amount of bainite and retained austenite. This study has evaluated the influence of silicon addition on the mechanical properties and microstructure of Dual Phase steel by samples from laboratory of low carbon steel with and no silicon addition.

The heat treatment was carried out in a salt bath furnace in order to heat the samples in different temperatures and held isothermally for 60 seconds followed air cooling or water quenching. The analysis was based on austenite formation at different austenitization temperatures as well as their decomposition after cooling.

It was found that silicon accelerated the recrystallization of ferrite during heating, promoting a higher rate of austenite nucleation during austenitization. Hence, the Si-added steel showed a greater fraction of austenite formed before cooling, along with higher hardenability of this phase. The higher hardenability of Si-added steel generated a higher martensite volume fraction in the final microstructure, combined with a smaller fraction of bainite and new ferrite. Regarding mechanical properties, silicon steel showed higher yield strength and tensile strength in the majorities of temperatures studied, which is directly related to the constituents contained in the microstructure of the steel.

Keywords: Austenitization; Dual Phases; Recrystallization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Variação do alongamento total em função do limite de escoamento para as diversas famílias de aço (ULSAB-AVC PROGRAM, 2001).	18
Figura 2.2: Relação entre o limite de resistência e o alongamento uniforme de aços ARBL e bifásicos (DAVIES, 1978).	20
Figura 2.3: Variação da fração volumétrica dos constituintes em função da temperatura (CABALLERO et al., 2001).	22
Figura 2.4: Parte do diagrama ferro-carbono para um aço hipoeutetóide (ASHBY e JONES, 1998).	23
Figura 2.5: Dependência da fração volumétrica de austenita pela temperatura (PRIESTNER e AJMAL, 1987).	24
Figura 2.6: Efeito da taxa de aquecimento na formação de austenita em um aço C-Mn-Mo a temperaturas de 775 e 800 °C (HUANG et al., 2004).	25
Figura 2.7: Variação da fração volumétrica de austenita em função da temperatura de recozimento para duas taxas de aquecimento (MOHANTY et al., 2011).	26
Figura 2.8: Representação esquemática dos mecanismos de formação da austenita para duas taxas de aquecimento (MOHANTY et al., 2011). .	27
Figura 2.9: Efeito da taxa de aquecimento no processo de recristalização da ferrita no aço C-Mn com (a) e sem (b) adição de Mo (HUANG et al., 2004).	29
Figura 2.10: Microestrutura de um aço C-Mn com diferentes estágios de amolecimento (SIMIELLI et al., 1992).	30
Figura 2.11: Efeito da taxa de resfriamento na % de austenita transformada em martensita (ERDOGAN, 2003).	32
Figura 2.12: Taxa de resfriamento crítica para transformar a austenita em martensita em um aço C-Mn e um aço ARBL (PRIESTNER e AJMAL, 1987).	33
Figura 2.13: Percentual de austenita retida para o resfriamento ao ar e a água (têmpera) em função da deformação plástica aplicada (SPEICH, 1981).	35
Figura 2.14: Efeito da adição de B, Mo, Mn, Cr e V na variação do limite de resistência de um aço C-Mn (IWAMA et al., 2004).	36
Figura 2.15: Efeito do teor de carbono na dureza da martensita (DOANE e KIRKALDY apud KRAUSS, 1999).	38

Figura 2.16: Efeito do Cr e Mo nos limites de escoamento e resistência de um aço bifásico, pelo tempo de encharque a 475 °C (YAKUBOVSKY et al., 2004).	41
Figura 2.17: Efeito do boro na fração volumétrica da “nova” ferrita e da austenita para um aço baixo carbono (SHEN e PRIESTNER, 1990).	42
Figura 2.18: Curva tensão deformação de um aço bifásico com adição de fósforo (BECKER et al., 1981).	43
Figura 2.19: Efeito do Si na fração volumétrica de martensita e nas propriedades mecânicas de um aço C-Mn (HIRONAKA et al., 2010).	44
Figura 2.20: Efeito do silício na fração volumétrica de martensita (NOURI et al., 2010).	45
Figura 2.21: Efeito da fração volumétrica de martensita nos limites de escoamento e de resistência em aços baixo carbono (LANZILLOTTO e PICKERING, 1982).	48
Figura 2.22: Variação dos limites de resistência e escoamento em função da temperatura, tempo de recozimento e taxa de aquecimento (MOHANTY et al., 2011).	49
Figura 2.23: Curva tensão deformação com os três estágios do valor n (HÜPER et al., 1999).	51
Figura 2.24: Variação do produto do limite de resistência x alongamento pela quantidade de martensita (SPEICH, 1981).	54
Figura 3.1: Etapas de produção dos aços bifásicos nas plantas da ArcelorMittal no Brasil.	55
Figura 3.2: Microestruturas dos aços laminados a quente. MEV, ataque nital 4%.	57
Figura 3.3: Microestruturas dos aços laminados a frio. MO, ataque picral + nital 4%.	57
Figura 3.4: Desenho esquemático do forno de banho de sal (vista de frente).	59
Figura 3.5: Desenho esquemático do forno de banho de sal (vista superior).	59
Figura 3.6: Parte de um diagrama Fe-C indicando as temperaturas de recozimento utilizadas (em vermelho).	61
Figura 3.7: Desenho esquemático de tratamento térmico com resfriamento em água.	62
Figura 3.8: Desenho esquemático de tratamento térmico com resfriamento ao ar.	63
Figura 4.1: Microestruturas das amostras recozidas entre 720 e 760 °C, resfriadas em água. MEV, ataque nital 4%.	67
Figura 4.2: Detalhe da microestrutura do aço DP s/ Si recozido a 760 °C, resfriado com água. MEV, ataque nital 4%.	68

Figura 4.3: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água.....	70
Figura 4.4: Percentual de volume da martensita em função da temperatura, calculados através da microestrutura e pelo software Thermo-Calc.....	72
Figura 4.5: Microestruturas das amostras recozidas entre 780 e 860 °C, resfriadas em água. MEV, ataque nital 4%.....	74
Figura 4.6: Martensitas com diferentes morfologias, apresentando a predominância de placas (a: 780 °C) e ripas (b: 860 °C).....	75
Figura 4.7: Microestruturas das amostras recozidas entre 720 e 860 °C, resfriadas ao ar. MEV, ataque nital 4%.	78
Figura 4.8: Variação do percentual de volume da martensita com a temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.	79
Figura 4.9: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água e ao ar (aço DP s/ Si).....	81
Figura 4.10: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água e ao ar (aço DP c/ Si).....	81
Figura 4.11: Variação do percentual de bainita em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.	83
Figura 4.12: Variação do percentual de nova ferrita em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.	83
Figura 4.13: Detalhe da microestrutura do aço DP s/ Si recozido a 860 °C, resfriado ao ar. MEV, ataque nital 4%.	84
Figura 4.14: Variação do limite de escoamento em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água...	87
Figura 4.15: Variação do limite de escoamento em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.	88
Figura 4.16: Variação do limite de resistência em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água.....	89
Figura 4.17: Variação do limite de resistência em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.	90
Figura 4.18: Distribuição das porcentagens em volume dos constituintes para as amostras resfriadas ao ar, para as temperaturas de 780 a 820 °C.	92
Figura 4.19: Correlação entre o limite de resistência e a porcentagem de martensita para os dois meios de resfriamento.	93
Figura 4.20: Variação da razão elástica em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água e ao ar.	94

Figura 4.21: Variação do alongamento total em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água e ao ar.	95
Figura 4.22: Variação do coeficiente de encruamento em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água e ao ar.	96
Figura 4.23: Variação da dureza em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água e ao ar.	99
Figura 4.24: Gráficos tensão x deformação com a ocorrência do patamar de escoamento (a) e sem a ocorrência do patamar de escoamento (b).100	
Figura 4.25: Limite de resistência em função da temperatura de austenitização, considerando a especificação mínima de 980 MPa.	101

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Composição química dos aços estudados (% em peso).	56
Tabela 3.2: Temperaturas A_{c1} e A_{c3} calculadas para as corridas em estudo.....	60
Tabela 4.1: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água.....	70
Tabela 4.2: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas ao ar.	78
Tabela 4.3: Variação do percentual em volume da bainita e nova ferrita com a temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.	82
Tabela 4.4: Resultados de tração à temperatura ambiente após o tratamento térmico e resfriamento em água.....	85
Tabela 4.5: Resultados de tração à temperatura ambiente após o tratamento térmico e resfriamento ao ar.	86
Tabela 4.6: Porcentagens em volume dos constituintes das amostras resfriadas ao ar, para as temperaturas de austenitização entre 780 e 820 °C.	92
Tabela 4.7: Resultados de dureza para as amostras resfriadas em água, para toda a faixa de temperatura de austenitização.....	97
Tabela 4.8: Resultados de dureza para as amostras resfriadas ao ar, para toda a faixa de temperatura de austenitização.....	98
Tabela 4.9: Propriedades mecânicas para o aço DP980.....	101

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

α = Ferrita

α' = Martensita

γ = Austenita

A_1 = Temperatura de transformação eutetóide ($\gamma \Rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$)

A_3 = Temperatura de transformação austenítica ($\gamma \Rightarrow \alpha + \gamma$)

Ac_1 = Temperatura de transformação eutetóide ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \Rightarrow \gamma$), no aquecimento

Ac_3 = Temperatura de transformação austenítica ($\alpha + \gamma \Rightarrow \gamma$), no aquecimento

Ar_1 = Temperatura de transformação eutetóide ($\gamma \Rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$), no resfriamento

Ar_3 = Temperatura de transformação austenítica ($\gamma \Rightarrow \alpha + \gamma$), no resfriamento

AHSS = Aços da classe *Advanced High Strength Steel*

ALO = Alongamento total obtido no ensaio de tração

ARBL = Aços da classe Alta Resistência Baixa Liga

Ceq = Carbono equivalente do aço

DP = Sigla utilizada para denominar os aços bifásicos (*Dual Phase*)

HRC = Dureza medida em Rockwell C

HSLA = Aços da classe *High Strength Low Alloy*

HSS = Aços da classe *High Strength Steel*

IF = Aços livre de elementos intersticiais

LE = Limite de escoamento obtido no ensaio de tração

LE/LR = Razão elástica

LR = Limite de resistência obtido no ensaio de tração

MEV = Microscopia eletrônica de varredura

M_f = Temperatura final de transformação da martensita

MO = Microscopia ótica

M_s = Temperatura de início de transformação da martensita

T_s = Temperatura de início de formação da austenita

Valor n = Coeficiente de encruamento

SUMÁRIO

1.INTRODUÇÃO.....	15
1.1 OBJETIVOS	17
1.1.1 Objetivo Geral.....	17
1.1.2 Objetivos Específicos.....	17
2.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1 PROCESSO DE RECOZIMENTO DOS AÇOS BIFÁSICOS	20
2.1.1 Formação da Austenita Durante o Recozimento intercrítico	21
2.1.2 Recristalização da Ferrita Durante o Recozimento Intercrítico ...	28
2.1.3 Transformação da Austenita Durante o Resfriamento	30
2.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS BIFÁSICOS	35
2.2.1 Influência da Adição de Elementos de Liga nos Aços Bifásicos .	37
2.2.2 Influência do Silício nos Aços Bifásicos	44
2.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS	46
2.3.1 Limite de Escoamento e Limite de Resistência	47
2.3.2 Coeficiente de Encruamento	49
2.3.3 Ductilidade.....	52
3.PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	55
3.1 MATERIAIS.....	55
3.2 TRATAMENTO TÉRMICO	58
3.3 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS	65
4.RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	66
4.1 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	66
4.1.1 Processos de Recristalização e Austenitização	66
4.1.2 Transformação da Austenita após o Resfriamento em Água	70
4.1.3 Transformação da Austenita após o Resfriamento ao Ar.....	75
4.2 AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	84
4.2.1 Limite de Escoamento (LE).....	86
4.2.2 Limite de Resistência (LR)	89
4.2.3 Demais Propriedades Mecânicas	93
4.3 AVALIAÇÃO COM RELAÇÃO ÀS PROPRIEDADES MECÂNICAS REQUERIDAS NO AÇO DP980	100
5.CONCLUSÕES.....	103
6.SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	106
7.REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	107
ANEXO A: FOTO ILUSTRATIVA DA CONTAGEM DE MARTENSITA	112

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, o desenvolvimento dos aços de alta resistência chamados de *Advanced High Strength Steels* – AHSS, tem tido um crescente interesse, tanto por parte da indústria automotiva como também pela siderurgia mundial, uma vez que com a utilização destes aços tem-se uma grande redução no peso dos veículos. Como consequência desta diminuição de peso, ocorre uma economia de combustível e uma melhoria do desempenho dos veículos, sem comprometer a segurança veicular. Dentro destes aços, destacam-se os aços bifásicos (*Dual Phase*), aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), *Complex Phase* e os aços martensíticos, sendo que a principal característica desta classe de aços é o alto nível de resistência mecânica.

Com relação à evolução da estrutura dos veículos, já houve nas últimas décadas uma redução significativa do peso dos automóveis em função da substituição parcial dos aços de baixa resistência (aços para estampagem) pelos aços de alta resistência ARBL (Alta Resistência Baixa Liga). Entretanto, a metalurgia atual permite que os aços ARBL atinjam uma resistência máxima em torno de 550 MPa, sendo que os projetos atuais dos veículos já requerem materiais com maior nível de resistência.

Diante deste cenário, os aços AHSS vêm para suprir a demanda atual da indústria automotiva, com atenção especial para os aços bifásicos, já que estes permitem atingir níveis de resistência que variam de 450 a 1200 MPa. Esta ampla faixa de resistência que pode ser alcançada pelos aços bifásicos, é essencialmente em função da sua microestrutura que é composta basicamente de uma fase dúctil (ferrita) e uma fase dura (martensita). Aliado a esta excelente resistência mecânica, os aços bifásicos ainda apresentam uma boa ductilidade, o que justifica porque estes aços estão entre os principais a serem demandados pelas montadoras, uma vez que esta combinação de propriedades permite a utilização destes em diversas aplicações, que vai desde a carroceria dos automóveis até rodas e peças estruturais.

Atualmente, os aços bifásicos são produzidos pela siderurgia mundial utilizando o recozimento contínuo, visto que este processo apresenta vantagens econômicas e metalúrgicas quando comparado ao recozimento em caixa. Entre estas vantagens, está a maior taxa de resfriamento após o aquecimento/encharque que é alcançada pelo recozimento contínuo, o que é benéfico para a formação da martensita,

possibilitando desta forma o uso de composições com menores teores de elementos de liga. Além disso, o aço produzido no recozimento contínuo apresenta menores custos de produção e uma melhoria na qualidade (acabamento superficial e homogeneidade de propriedades mecânicas). O uso do recozimento contínuo na produção dos aços bifásicos ainda está incorporado às linhas de galvanização a quente das indústrias siderúrgicas, já que o mercado automotivo requer que os aços sejam galvanizados (geralmente revestidos com zinco), a fim de garantir uma maior proteção contra a corrosão nos automóveis.

Vários estudos mostraram que as características mecânicas e microestruturais dos aços bifásicos são altamente influenciadas pelas variáveis de processo (tratamento térmico) e composição química. Deste modo, é necessária a adição de alguns elementos de liga como manganês, cromo, silício, boro e molibdênio, para garantir a qualidade destes aços.

Além disso, houve na última década uma tendência de diminuição do teor de carbono total nestes aços com o propósito de melhorar a soldabilidade no processo da indústria automotiva, fazendo com que as otimizações/ajustes nas adições dos elementos de liga se tornassem um fator fundamental para a produção dos aços bifásicos. Assim, é importante conhecer os efeitos de cada elemento de liga, a fim de compensar a perda da resistência provocada pela redução do teor de carbono e garantir o atendimento pleno às propriedades mecânicas dos aços bifásicos.

Portanto, este estudo tem o objetivo de avaliar a influência do silício e de parâmetros de processo nas propriedades mecânicas e microestruturais de um aço bifásico laminado a frio, através de caracterizações mecânicas e metalográficas realizadas em laboratório, em amostras produzidas por simulações que representam um processo de recozimento contínuo.

Como contribuição, este estudo servirá como base para uma primeira produção experimental do aço bifásico DP980 (limite de resistência mínimo de 980 MPa) nas plantas da ArcelorMittal Brasil. Os processos de vazamento e laminação a quente desta corrida serão feitos na ArcelorMittal Tubarão em Vitória – ES, e os processos de laminação a frio, recozimento e galvanização por imersão a quente serão realizados na ArcelorMittal Vega em São Francisco do Sul – SC.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

Avaliar o efeito da adição do silício e de parâmetros de processo, nas propriedades mecânicas e na microestrutura final de um aço bifásico obtido através de simulação em laboratório de um processo de recozimento contínuo.

1.1.2 Objetivos Específicos

Este trabalho tem os seguintes objetivos específicos:

- ✓ Analisar o efeito da adição do silício nos limites de escoamento e resistência, alongamento total, coeficiente de encruamento e dureza de um aço bifásico laminado a frio;
- ✓ Avaliar o efeito da adição do silício na microestrutura final de um aço bifásico através da análise das frações volumétricas dos constituintes;
- ✓ Avaliar a influência da temperatura intercrítica e dos diferentes meios de resfriamento aplicados (água e ar) nas microestruturas e nas propriedades mecânicas de um aço bifásico;
- ✓ Analisar a compatibilidade dos resultados obtidos neste trabalho com relação às propriedades mecânicas necessárias do aço DP980, visando uma futura produção comercial.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O desenvolvimento de novos aços pela indústria siderúrgica tem sido impulsionado pelo setor automotivo em função da busca incessante de projetar veículos mais leves e com melhor desempenho. Esta redução do peso dos veículos vai de encontro com as exigências relacionadas à preservação do meio ambiente, pois desta forma tem-se um menor consumo de combustível com uma conseqüente redução da emissão de gases na atmosfera.

Recentemente, a indústria automotiva também foi solicitada a atender requisitos restritos de segurança veicular como os ensaios de “*Crash Test*” frontal e lateral. Portanto, o desafio atual para as indústrias siderúrgicas é desenvolver aços com propriedades específicas que permitam a produção de peças estampáveis mais finas (menor peso), mas sem comprometer a segurança dos automóveis.

Diante deste quadro, os aços da classe AHSS são aqueles que oferecem as propriedades mais compatíveis com as exigências atuais da indústria automotiva, o que pode ser representado pela boa ductilidade aliada com altos níveis de resistência. A Figura 2.1 mostra a variação do alongamento total (medida de ductilidade) em função do limite de escoamento (medida de resistência), das diferentes famílias de aços.

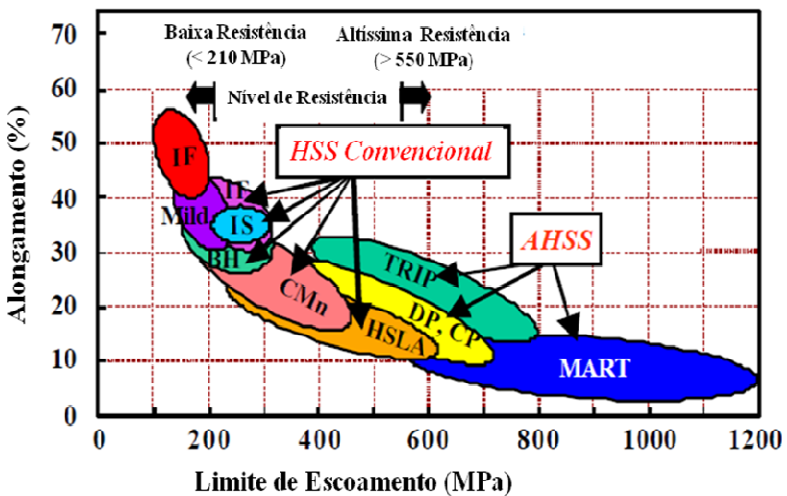


Figura 2.1: Variação do alongamento total em função do limite de escoamento para as diversas famílias de aço (ULSAB-AVC PROGRAM, 2001).

Os aços bifásicos possuem um conjunto único de propriedades mecânicas entre aqueles pertencentes à classe de aços AHSS. Estas propriedades incluem a ausência do patamar de escoamento, baixo limite de escoamento e conseqüente baixa razão elástica, elevados valores de limite de resistência, bom alongamento total e uniforme, e alto valor do coeficiente de encruamento (principalmente com baixas deformações). Este conjunto de propriedades permite que estes aços tenham uma melhor conformabilidade, quando comparado aos aços ARBL de mesmo nível de resistência (SPEICH, 1981).

As propriedades mecânicas dos aços bifásicos são conseqüência da sua microestrutura, que consiste basicamente em uma matriz ferrítica com ilhas dispersas de martensita, podendo ainda apresentar pequenas quantidades de perlita, bainita ou austenita retida. Uma das rotas tradicionais para produção destes aços consiste em realizar um recozimento intercrítico, atingindo assim a região $\gamma+\alpha$, seguido de resfriamento rápido para transformar a austenita em martensita (PRIESTNER e AJMAL, 1987).

A Figura 2.2 mostra a relação do limite de resistência com o alongamento uniforme de um aço bifásico e de um aço ARBL, onde ficam evidentes duas vantagens no uso do aço bifásico (DAVIES, 1978):

- Para um mesmo nível de resistência, o aço bifásico tem alongamento uniforme superior ao do aço ARBL, o que é benéfico para o processo de estampagem;
- A metalurgia de produção dos aços bifásicos permite atingir níveis de resistência bem mais elevados que aqueles alcançados com os aços ARBL, ultrapassando os 1000 MPa.

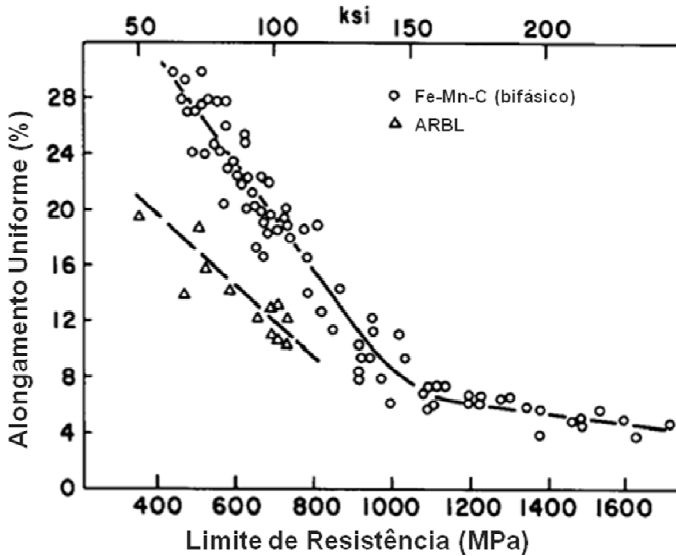


Figura 2.2: Relação entre o limite de resistência e o alongamento uniforme de aços ARBL e bifásicos (DAVIES, 1978).

2.1 PROCESSO DE RECOZIMENTO DOS AÇOS BIFÁSICOS

Conforme comentado anteriormente, os aços bifásicos são atualmente produzidos pela siderurgia mundial através do recozimento contínuo com aquecimento em temperaturas dentro da zona intercrítica, ou seja, estes aços são recozidos entre as temperaturas A_1 e A_3 .

As principais etapas deste processo de recozimento são o aquecimento, o encharque e o resfriamento rápido. Inicialmente, o material é aquecido até a temperatura intercrítica (entre Ac_1 e Ac_3) e permanece durante um determinado tempo nesta temperatura (encharque). Nestes estágios, já ocorre a nucleação e o crescimento da austenita, formando então uma microestrutura mista de ferrita e austenita. Após o encharque, tem-se o resfriamento rápido com o objetivo de promover a transformação da austenita em martensita, formando a microestrutura final desejada nos aços bifásicos de ferrita e martensita.

Algumas linhas de recozimento contínuo ainda contêm uma seção de resfriamento lento após o encharque com o intuito de

enriquecer ao máximo a austenita com carbono, aumentando a temperabilidade desta fase antes do resfriamento rápido. Outras linhas de recozimento possuem ainda uma seção de superenvelhecimento (temperaturas entre 230 e 400 °C) após o resfriamento rápido com o objetivo de aumentar a ductilidade dos aços bifásicos (ROCHA, 2004).

A microestrutura final de um aço bifásico produzido através do recozimento intercrítico apresenta basicamente três constituintes: a ferrita prévia (*Old Ferrite*) que permanece sem transformar mesmo durante o aquecimento na região bifásica $\alpha+\gamma$; a “nova” ferrita ou ferrita proeutetóide proveniente da nucleação e crescimento da austenita; e a martensita formada após o resfriamento rápido que é decorrente da transformação da austenita restante (SHEN e PRIESTNER, 1990).

Considerando o material inicial laminado a frio altamente encruado antes do tratamento térmico e a microestrutura final objetivada composta de ferrita e martensita, as principais alterações microestruturais que ocorrem durante o recozimento intercrítico de um aço bifásico são:

- A formação da austenita durante o recozimento (austenitização);
- A recristalização da ferrita durante o recozimento;
- A transformação da austenita em outras fases durante o resfriamento.

2.1.1 Formação da Austenita Durante o Recozimento intercrítico

Geralmente, os aços bifásicos apresentam uma microestrutura inicial composta de ferrita e perlita (antes do recozimento), sendo que o processo de austenitização durante o recozimento intercrítico envolve diferentes estágios. Primeiro, há a nucleação da austenita a partir da perlita ou das partículas de cementita, seguido de um rápido crescimento desta fase até a completa dissolução dos carbonetos. Em seguida, há um crescimento lento da austenita que é controlado a altas temperaturas (aproximadamente 850 °C) pela difusão do carbono na austenita e em baixas temperaturas (aproximadamente 750 °C) pela difusão do manganês na ferrita. O último estágio é o equilíbrio entre a ferrita e austenita sendo controlado pela difusão do manganês na austenita. Este último estágio nem sempre é finalizado em condições normais de recozimento, pois é extremamente lento, uma vez que a

difusão do manganês é muito mais lenta que a difusão do carbono intersticial (SPEICH et al., 1981).

Outros autores também estudaram o processo de austenitização de um aço bifásico a partir de uma microestrutura inicial ferrítica e perlítica. De acordo com Caballero et al. (2001), ocorre inicialmente a dissolução da cementita seguida da nucleação da austenita, sendo que este processo é completado em menos de 1 segundo. A Figura 2.3 mostra a variação da fração volumétrica dos diferentes constituintes em função da temperatura, para um aço C-Mn com microestrutura inicial composta de ferrita e perlita. Observa-se que a transformação eutetóide (curva da perlita, $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \Rightarrow \gamma$) ocorre imediatamente após atingir a temperatura Ac_1 e que a transformação da ferrita em austenita começa em seguida só terminando na temperatura Ac_3 .

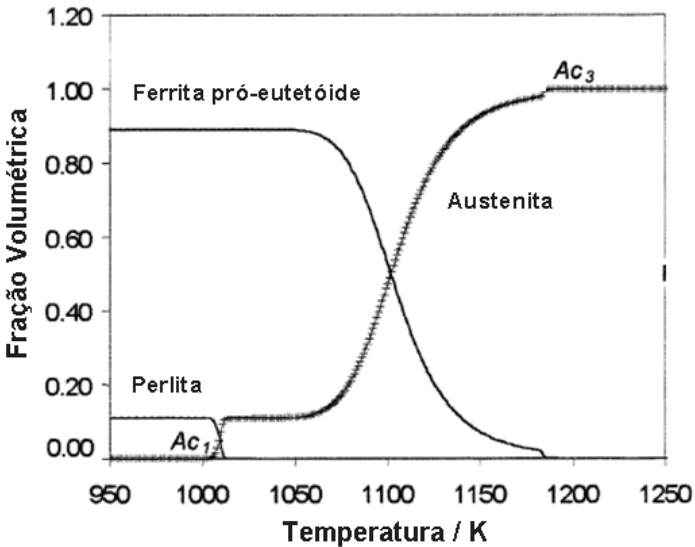


Figura 2.3: Variação da fração volumétrica dos constituintes em função da temperatura (CABALLERO et al., 2001).

A Figura 2.4 mostra parte de um diagrama ferro-carbono, sendo que os pontos 1, 2, 3 e 4 estão relacionados à composição química de um aço hipoeutetóide. Aplicando a regra da alavanca na região bifásica, observa-se que a temperatura tem influência direta na quantidade de austenita formada e no teor de carbono desta fase. O ponto 1 apresenta 100% de γ com menor teor de carbono, e à medida que a temperatura

diminui, há uma redução na fração volumétrica de austenita e um aumento no teor de carbono desta fase. Assim, o ponto 2 apresenta uma mistura de α e γ e o ponto 3 apresenta 100% de α , sendo que o carbono $\gamma_1 < \text{carbono } \gamma_2 < \text{carbono } \gamma_3$. O ponto 4 não pertence à região bifásica $\alpha + \gamma$ (ASHBY e JONES, 1998).

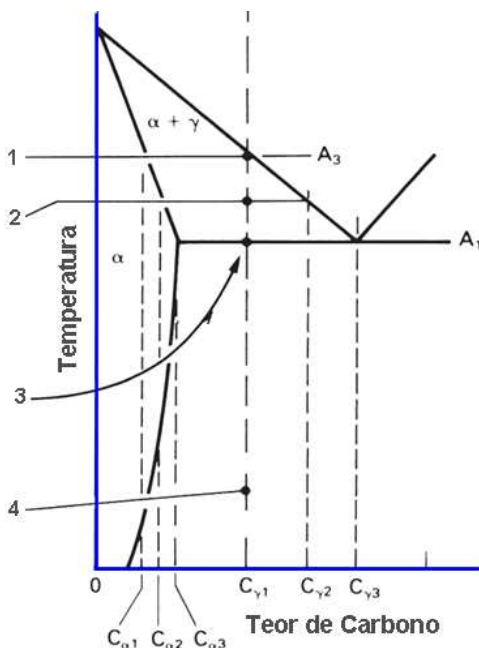


Figura 2.4: Parte do diagrama ferro-carbono para um aço hipoeutetóide (ASHBY e JONES, 1998).

Priestner e Ajmal (1987) estudaram a dependência da fração volumétrica de austenita com a temperatura de recozimento, para aços C-Mn e microligados. Conforme pode ser visto na Figura 2.5, há um incremento na fração volumétrica de austenita à medida que aumenta a temperatura intercrítica, considerando todos os três aços estudados. A curva 1 representa a fração volumétrica de austenita estimada para a condição de equilíbrio, ou seja, a austenita estaria enriquecida tanto de carbono como de manganês. A curva 2 representa a condição de paraequilíbrio, ou seja, a austenita estaria enriquecida somente de carbono, uma vez que não houve tempo para a difusão do manganês nesta fase devido ao curto tempo de recozimento.

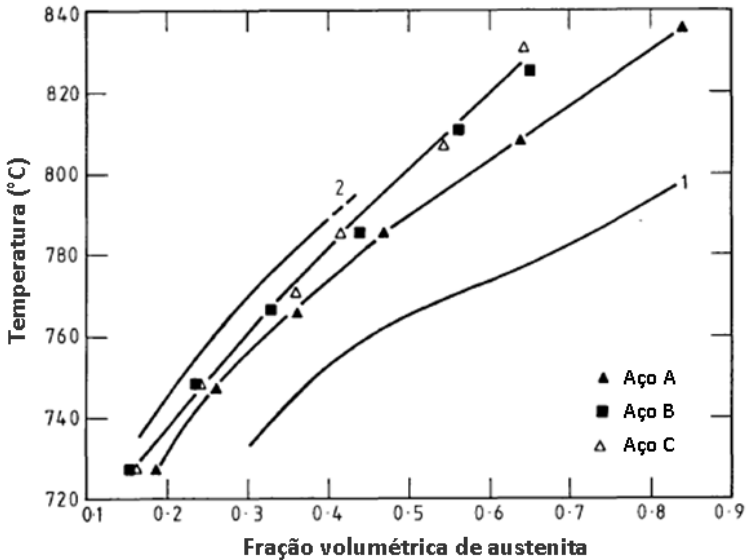


Figura 2.5: Dependência da fração volumétrica de austenita pela temperatura (PRIESTNER e AJMAL, 1987).

Aço A: C-Mn; Aço B: Microligado ao Nb; Aço C: Microligado ao Nb e V.

Além da temperatura, outro parâmetro de processo que tem influência na formação da austenita é a taxa de aquecimento. À medida que aumenta a taxa de aquecimento, tem-se um aumento na fração volumétrica de austenita formada durante o recozimento intercristico, para um mesmo tempo de encharque e temperatura (HUANG et al., 2004). A Figura 2.6 mostra a variação da fração volumétrica de austenita para um aço C-Mn-Mo, em função do tempo de encharque para duas temperaturas (775 e 800 °C) e três taxas de aquecimento (1, 10 e 100 °C/s).

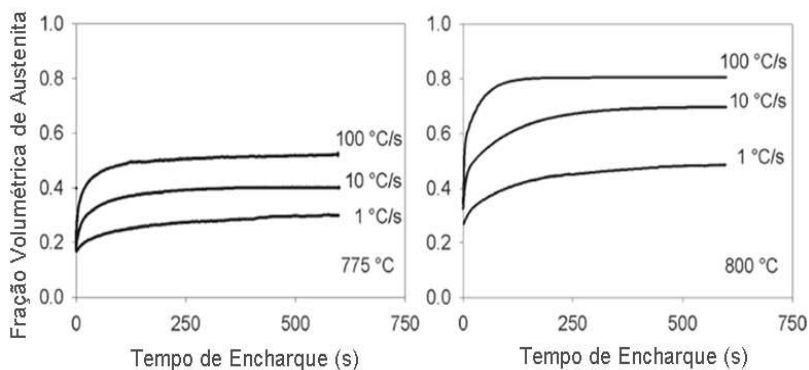


Figura 2.6: Efeito da taxa de aquecimento na formação de austenita em um aço C-Mn-Mo a temperaturas de 775 e 800 °C (HUANG et al., 2004).

Outros autores também têm investigado o efeito da taxa de aquecimento no processo de austenitização dos aços bifásicos. Usando um aço C-Mn, Mohanty et al. (2011) reportam que, em baixa temperatura (780 °C / 1053 K), a fração volumétrica de austenita é praticamente a mesma para diferentes taxas de aquecimento. À medida que a temperatura aumenta, uma maior taxa de aquecimento resulta em uma maior fração de austenita, sendo que esta diferença diminui novamente quando a temperatura de recozimento se aproxima da temperatura de austenitização completa (860 °C / 1133 K). A Figura 2.7 mostra a variação da quantidade de austenita formada em função da temperatura de recozimento, considerando duas taxas de aquecimento (10 e 50 K/s).

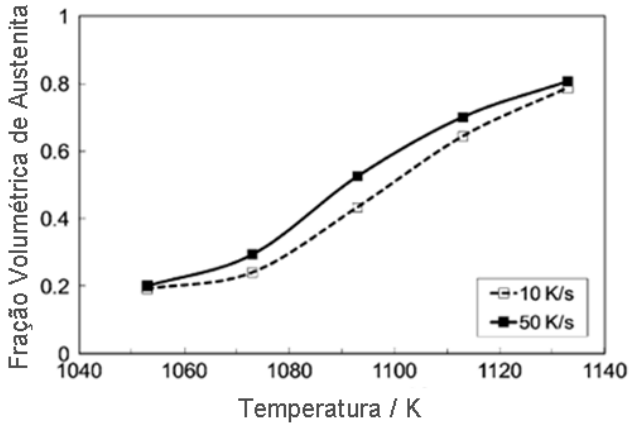


Figura 2.7: Variação da fração volumétrica de austenita em função da temperatura de recozimento para duas taxas de aquecimento (MOHANTY et al., 2011).

A tendência encontrada nas Figuras 2.6 e 2.7 é justificada pelo processo de formação da austenita, uma vez que esta fase se forma através de transformação difusional que ocorre por nucleação e crescimento. A austenita nucleia inicialmente nas interfaces ferrita/cementita contidas nas fases que contém carbono (*e.g.*: perlita), e continua nos contornos de grão da ferrita recristalizada. Com relação ao crescimento da austenita, este é governado pela competição entre a nucleação desta fase nos contornos de grão da ferrita recristalizada e o crescimento das pequenas partículas de austenita já nucleada anteriormente (a partir das fases que contém carbono). Quanto maior o tempo para a difusão do carbono nos contornos de grão da ferrita, maior será a nucleação da austenita nestes contornos. Diante disso, o aumento da taxa de aquecimento gera um menor tempo para a difusão do carbono e uma consequente diminuição na taxa de nucleação da austenita, causando uma predominância do processo de crescimento sobre o processo de nucleação. Logo, têm-se grãos mais grosseiros de austenita e uma maior fração volumétrica desta fase durante o recozimento intercrítico (MOHANTY et al., 2011).

A taxa de aquecimento também pode ter efeito na microestrutura final dos aços bifásicos. Conforme comentado anteriormente, a alta taxa de aquecimento faz com que o número de grãos de ferrita recristalizada seja reduzido, e conseqüentemente, a nucleação da austenita ocorre

prioritariamente nas regiões ricas de carbono (*e.g.*: perlita). Esta maior taxa de aquecimento limita a difusão do carbono para curtas distâncias, isto é, para os blocos com austenita já nucleada fazendo com que o crescimento da austenita ocorra preferencialmente ao longo da direção de laminação, onde a distância entre os núcleos existentes de austenita é menor. Concluindo, uma alta taxa de aquecimento vai resultar em ilhas grosseiras e alongadas de austenita (MOHANTY et al., 2011). Para baixas taxas de aquecimento, tem-se tempo suficiente para prover uma microestrutura com grande quantidade de grãos de ferrita recristalizada, o que facilita a nucleação da austenita nos contornos de grão. Como resultado, a austenita nucleada nas regiões prévias ricas de carbono e a austenita nucleada nos contornos de grãos da ferrita crescem simultaneamente, formando uma microestrutura mais fina e homogênea, se comparada a aquela produzida com alta taxa de aquecimento. A Figura 2.8 é uma representação esquemática dos dois mecanismos de formação da austenita influenciados pela taxa de aquecimento.

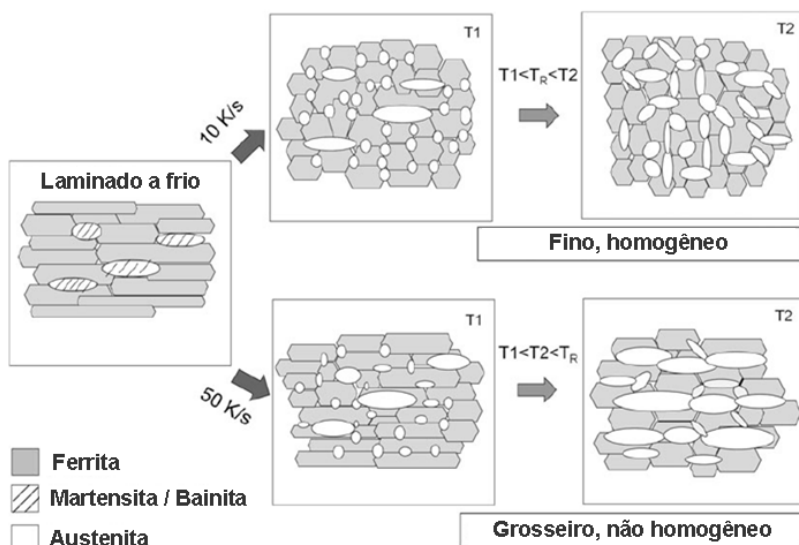


Figura 2.8: Representação esquemática dos mecanismos de formação da austenita para duas taxas de aquecimento (MOHANTY et al., 2011).

2.1.2 Recristalização da Ferrita Durante o Recozimento Intercrítico

No processo de recristalização da ferrita, os grãos deformados provenientes da laminação a frio são substituídos por grãos equiaxiais durante o recozimento. Mesmo sendo um processo termicamente ativado, a recristalização da ferrita depende da difusão sendo então influenciada pelo tempo e temperatura. Esta recristalização ocorre rapidamente e, em geral, ela é completada antes mesmo de atingir a região de temperatura intercrítica. Entretanto, para altas taxas de aquecimento, a recristalização pode ser retardada para temperaturas acima da temperatura de início de formação da austenita (T_s), devido ao menor tempo no aquecimento (HUANG et al., 2004).

Rocha (2004) avaliou a evolução da recristalização da ferrita em um aço com 0,08%C e 1,91%Mn usando taxas diferentes de aquecimento. A autora constatou o efeito da taxa de aquecimento na recristalização, sendo que para baixas taxas (2,4 °C/s) a recristalização foi finalizada antes de se atingir a temperatura intercrítica, e para taxas maiores (5,1 °C/s), a recristalização só se completou para temperaturas acima da intercrítica.

Outro fator que também pode influenciar no processo de recristalização da ferrita é a adição de elementos de liga. Huang et al. (2004) estudaram a evolução do percentual de recristalização da ferrita com relação à temperatura de início de formação da austenita (T_s) em um aço C-Mn com e sem adição de molibdênio. Para o aço com adição de Mo, tem-se uma significativa sobreposição entre a recristalização da ferrita e a formação da austenita, ou seja, a ferrita ainda está recristalizando enquanto que a austenita já está nucleada a partir das ilhas de cementita, começando a crescer nestas regiões. Para o aço sem adição de Mo, a ferrita está completamente recristalizada antes do início da formação da austenita, independente da taxa de aquecimento aplicada.

A Figura 2.9 mostra o efeito da taxa de aquecimento no processo de recristalização da ferrita em relação à temperatura de início de formação da austenita (T_s) para o aço com e sem adição de molibdênio. Conforme pode ser visto na Figura 2.9, o molibdênio retarda a recristalização da ferrita, sendo que para uma mesma taxa de aquecimento e temperatura, o aço com Mo apresenta um percentual de ferrita recristalizada (Rex) menor que o aço sem Mo (HUANG et al., 2004).

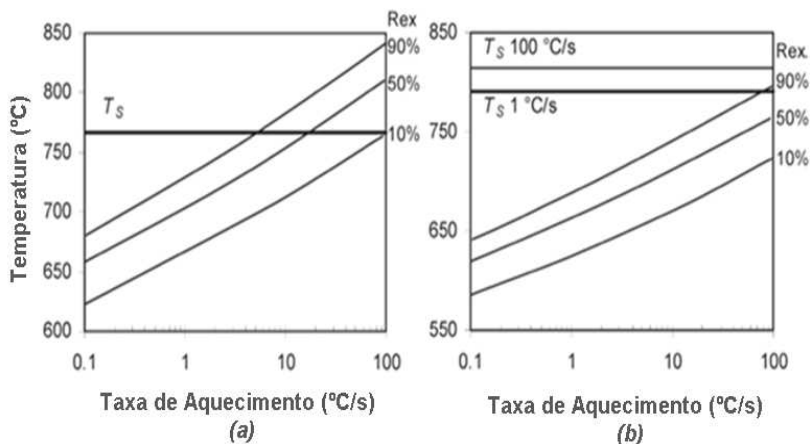


Figura 2.9: Efeito da taxa de aquecimento no processo de recristalização da ferrita no aço C-Mn com (a) e sem (b) adição de Mo (HUANG et al., 2004). Rex corresponde a recristalização completa.

Durante o recozimento intercrítico, ocorrem mudanças no teor de carbono da ferrita, uma vez que a solubilidade do carbono nesta fase diminui à medida que a temperatura aumenta. Da mesma forma, adições de elementos de liga como o manganês também contribuem para a diminuição da solubilidade. A taxa de resfriamento também vai afetar o teor de carbono da ferrita, pois, um resfriamento lento vai permitir que haja a precipitação da cementita baixando assim o teor de carbono na ferrita.

Em geral, o aço apresentará uma microestrutura composta de ferrita com baixo teor de carbono e austenita com alto teor de carbono, durante o recozimento intercrítico. Apesar do teor de carbono ser baixo na ferrita, este pode ter grande efeito nas propriedades de um aço bifásico, *e.g.*, caso haja um resfriamento muito rápido após o recozimento intercrítico, haverá uma supersaturação dos átomos intersticiais de carbono, provendo uma força motriz suficiente para a precipitação de carbonetos na ferrita. A quantidade destes precipitados é significativamente aumentada, com a adição de elementos formadores de carbonetos, como o nióbio e vanádio (GAU et al., 1981).

Conforme comentado anteriormente, os aços bifásicos têm uma microestrutura inicial laminada a frio geralmente composta de ferrita e perlita. Sendo assim, cada uma destas fases poderá sofrer um determinado nível de amolecimento durante o recozimento intercrítico. Conforme Simielli et al. (1992), enquanto uma determinada fase pode

estar em processo de recristalização, a outra ainda pode estar em estágio de recuperação, e da mesma forma, em caso de cinéticas bem diferentes, uma das fases pode já estar em um processo avançado de crescimento de grão enquanto a outra ainda sofre a recristalização. Quanto menor a temperatura de encharque, maior será o tempo associado ao início de cada estágio de amolecimento. A Figura 2.10 mostra a microestrutura de um aço C-Mn típico com diferentes regiões de amolecimento, na qual se pode observar a existência de alguns grãos já recristalizados (setas indicativas), enquanto que em outras áreas há ainda sinais de recuperação.

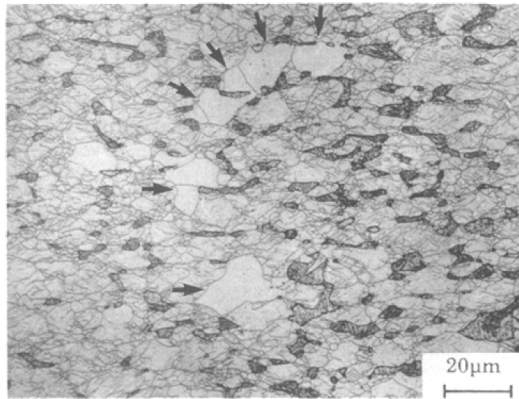


Figura 2.10: Microestrutura de um aço C-Mn com diferentes estágios de amolecimento (SIMIELLI et al., 1992).

2.1.3 Transformação da Austenita Durante o Resfriamento

A transformação da austenita durante o resfriamento após o recozimento intercrítico está diretamente associada à sua temperabilidade, sendo que esta, é em função da composição química e do tamanho de grão desta fase. Aços com menor tamanho de grão austenítico tem menor temperabilidade em função da maior área de contorno de grão, propiciando desta forma, uma nucleação mais rápida de outros constituintes em vez de formar martensita. Com relação à composição química, quanto maior o teor de carbono existente na austenita, maior é a temperabilidade desta fase (REED-HILL, 1973; SARWAR e PRIESTNER, 1999).

No recozimento intercrítico, o teor de carbono existente na austenita é maior a baixas temperaturas (*i.e.*: em temperaturas próximas da A_{c1}), e conseqüentemente, a temperabilidade da austenita é maior nesta condição. Considerando que, a altas temperaturas o teor de carbono da austenita é menor e a fração inicial desta fase é muito grande, haverá uma grande quantidade de austenita que não se transformará em martensita nestas condições (LANZILLOTTO e PICKERING, 1982). Desta forma, pode-se dizer que a temperabilidade da austenita depende da temperatura de recozimento intercrítico, uma vez que esta temperatura controla a fração formada na região bifásica $\alpha+\gamma$ e também estabelece o teor de carbono da austenita antes do início do resfriamento (SARWAR e PRIESTNER, 1999).

Além da temperabilidade da austenita e da sua fração inicial antes do resfriamento, outro fator que tem grande influência na transformação da austenita em martensita é a taxa de resfriamento. Conforme apresentado na Figura 2.11, quanto maior a taxa de resfriamento aplicada maior é o percentual de austenita que se transforma em martensita, considerando os dois aços C-Mn estudados (A e B) e as três temperaturas intercríticas praticadas (740, 750 e 785 °C) (ERDOGAN, 2003). Isto pode ser explicado com base nos diagramas TTT (Tempo, Temperatura, Transformação), uma vez que com altas taxas de resfriamento, a temperatura de início de transformação da martensita (M_s) é alcançada sem ultrapassar a região de formação de outros constituintes como por exemplo a perlita e a bainita.

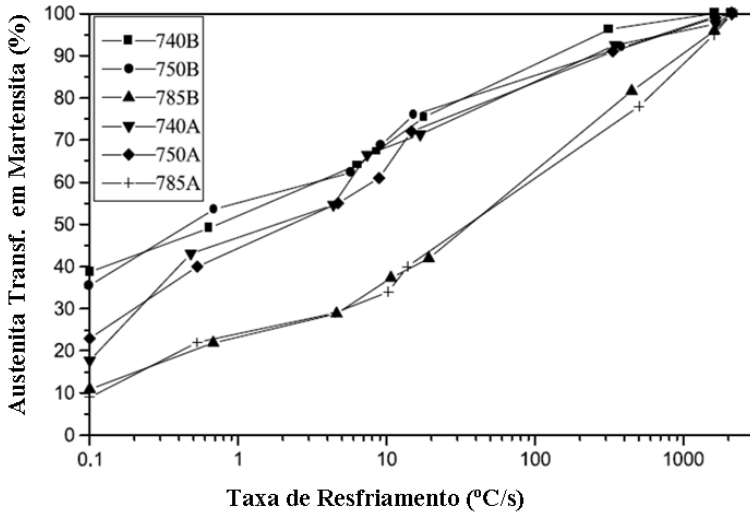


Figura 2.11: Efeito da taxa de resfriamento na % de austenita transformada em martensita (ERDOGAN, 2003).

A Figura 2.12 mostra a temperabilidade da austenita expressa em função da taxa de resfriamento crítica (mínima) para se obter um determinado percentual de transformação em martensita. Foram estudados um aço C-Mn e um aço ARBL, com diferentes frações volumétricas de austenita (23 e 50 %) e diferentes teores de carbono nesta fase (alto e baixo). Considerando o aço C-Mn, quando se compara aquele contendo austenita de alto carbono (curva 1) com aquele contendo austenita de baixo carbono (curva 2), observa-se que a taxa de resfriamento crítica para transformar um determinado percentual de austenita em martensita é bem menor para a primeira curva. Este comportamento também foi encontrado para o aço ARBL (PRIESTNER e AJMAL, 1987).

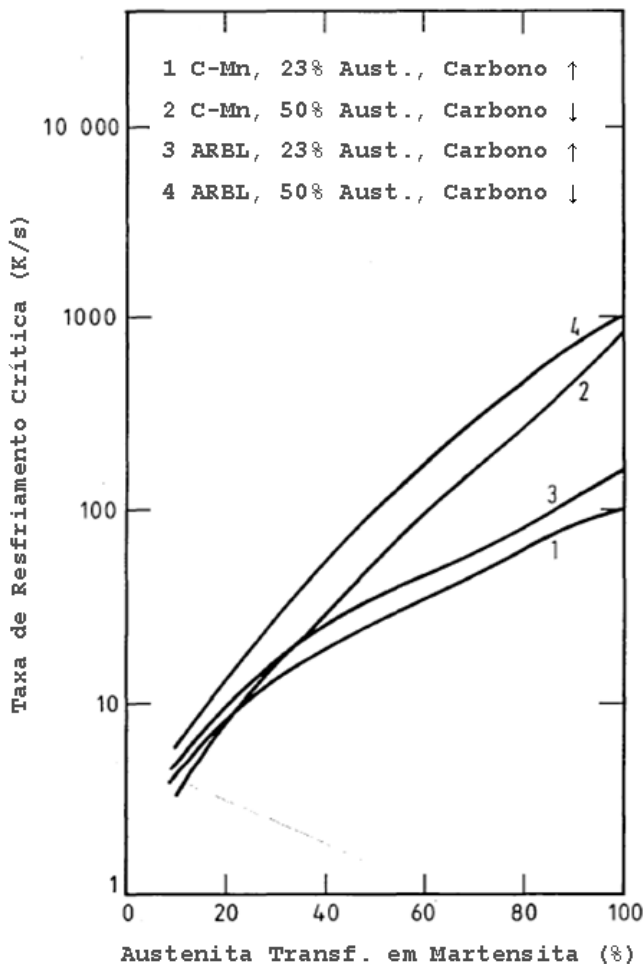


Figura 2.12: Taxa de resfriamento crítica para transformar a austenita em martensita em um aço C-Mn e um aço ARBL (PRIESTNER e AJMAL, 1987).

Para a produção dos aços bifásicos, a taxa de resfriamento deve permitir uma quantidade adequada de transformação da austenita em martensita, que varia de acordo com as propriedades mecânicas finais objetivadas. Entretanto, a taxa de resfriamento tem uma “janela” de processo muito estreita durante o recozimento intercrítico, quando produzido em escala industrial nas usinas siderúrgicas. Geralmente, a taxa de resfriamento é dimensionada nas linhas de produção em função

da composição química do aço, das propriedades mecânicas requeridas e das instalações disponíveis.

De acordo com Speich (1981), um aço bifásico C-Mn recozido a baixa temperatura (ligeiramente acima da A_{c1}) e resfriado lentamente, poderá apresentar um enriquecimento do manganês na austenita. Este enriquecimento vai aumentar a temperabilidade nas interfaces ferrita-austenita, formando uma microestrutura final com a martensita ao redor das partículas de ferrita. Por outro lado, se o recozimento intercrítico for realizado em altas temperaturas, haverá um crescimento epitaxial da ferrita a partir da austenita, fazendo com que a martensita se forme com a “nova ferrita” ao seu redor. Para resfriamentos intermediários, pode-se ter uma ferrita acicular no lugar da ferrita epitaxial. Assim, dependendo das condições de tempo, temperatura e taxas de resfriamento aplicadas no recozimento de um aço bifásico, pode-se ter microestruturas com diferentes morfologias das fases ferrita e martensita.

A transformação de toda a austenita existente antes do resfriamento em martensita pode não ser completa nos aços bifásicos, fazendo com que estes apresentem em sua microestrutura um pouco de austenita retida. Entre outros fatores, a taxa de resfriamento é a que mais influencia na existência desta fase na microestrutura final. Analisando um aço C-Mn-Si, Speich (1981) encontrou baixa quantidade de austenita retida para uma elevada taxa de resfriamento (têmpera) e quantidades significativas desta fase para uma baixa taxa de resfriamento (resfriamento ao ar). Como era esperado, a fração volumétrica de austenita retida foi reduzida quando foi aplicada uma determinada deformação plástica no material, o que pode ser caracterizado como efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*). A Figura 2.13 mostra o percentual de austenita retida para o resfriamento ao ar e a água (têmpera).

O percentual de austenita retida existente na microestrutura final dos aços bifásicos também é levemente influenciado pela temperatura de recozimento intercrítica e pelo teor de carbono, sendo diretamente proporcional a estes dois parâmetros.

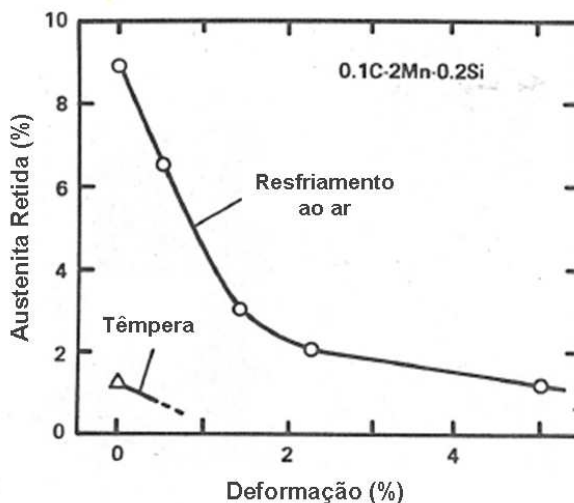


Figura 2.13: Percentual de austenita retida para o resfriamento ao ar e a água (têmpera) em função da deformação plástica aplicada (SPEICH, 1981).

2.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS BIFÁSICOS

A transformação da austenita em martensita pode ocorrer por: transformação espontânea (térmica), nucleação assistida por tensão e nucleação induzida por deformação. Nos aços bifásicos ocorre por transformação térmica, ou seja, começa a partir do momento em que se atinge uma determinada temperatura de início de transformação (M_s) e se completa a uma temperatura final de transformação (M_f). Portanto, esta transformação não é caracterizada como difusional, pois não depende do tempo de permanência a uma determinada temperatura. (KRAUSS, 1990).

A temperabilidade de um aço pode ser definida como a capacidade do mesmo em formar martensita após a têmpera (TOTTEN, 2006). O carbono é o principal elemento que interfere na temperabilidade, entretanto, outros elementos de liga como o manganês, cromo, molibdênio e boro também são usados para controlar a temperabilidade e proporcionar uma “janela” de processo adequada aos atuais equipamentos das indústrias siderúrgicas.

As temperaturas de início e final de transformação da martensita são fortemente influenciadas pela composição química do aço, sendo que a maioria dos elementos de liga abaixam estas temperaturas. Diante disso, pode-se concluir que a composição química é fator predominante para a obtenção da microestrutura final desejada nos aços bifásicos (ferrita/martensita), bem como das suas propriedades mecânicas.

Iwama et al. (2004) avaliaram o efeito da adição de vários elementos químicos na temperabilidade de um aço base baixo carbono (0,08%C) com manganês (2,5%Mn). Neste trabalho, a temperabilidade foi expressa pela variação do limite de resistência do aço (ΔLR) através da adição de boro, molibdênio, cromo, vanádio e do próprio manganês. Conforme pode ser visto na Figura 2.14, o boro foi o elemento que mais afetou a temperabilidade, sendo que com apenas 10 ppm de adição de boro houve um incremento de 82 MPa no limite de resistência do aço. O molibdênio foi o segundo elemento que mais afetou a temperabilidade, sendo que houve um incremento de 67 MPa para cada 0,1% de adição de Mo.

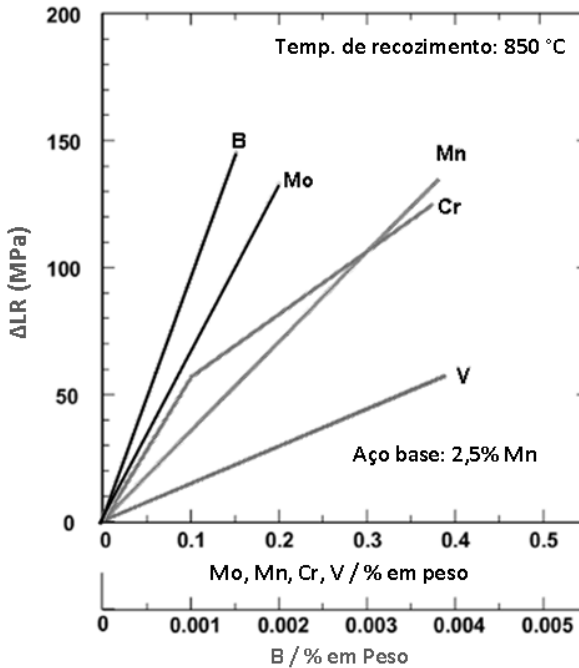


Figura 2.14: Efeito da adição de B, Mo, Mn, Cr e V na variação do limite de resistência de um aço C-Mn (IWAMA et al., 2004).

Conforme comentado anteriormente, a adição de elementos de liga aumenta a temperabilidade do aço com o objetivo de permitir a transformação da austenita em martensita. Entretanto, estes elementos também podem ser adicionados nos aços bifásicos com o intuito de promover o endurecimento por precipitação, endurecimento por solução sólida e o endurecimento por refino de grão.

2.2.1 Influência da Adição de Elementos de Liga nos Aços Bifásicos

O carbono tem um papel fundamental nos aços bifásicos, já que este elemento controla a temperabilidade, atua na dureza e também na morfologia da martensita. A resistência da martensita pode ser afetada por diversos fatores microestruturais como a densidade de discordâncias no interior das ripas e o tamanho das ilhas, entretanto, o teor de carbono é aquele que mais afeta a resistência da martensita. Segundo Krauss (1999), vários autores estudaram diferentes tipos de aços ao carbono e constataram que a dureza da martensita aumenta com o incremento do teor de carbono do aço, conforme mostrado na Figura 2.15.

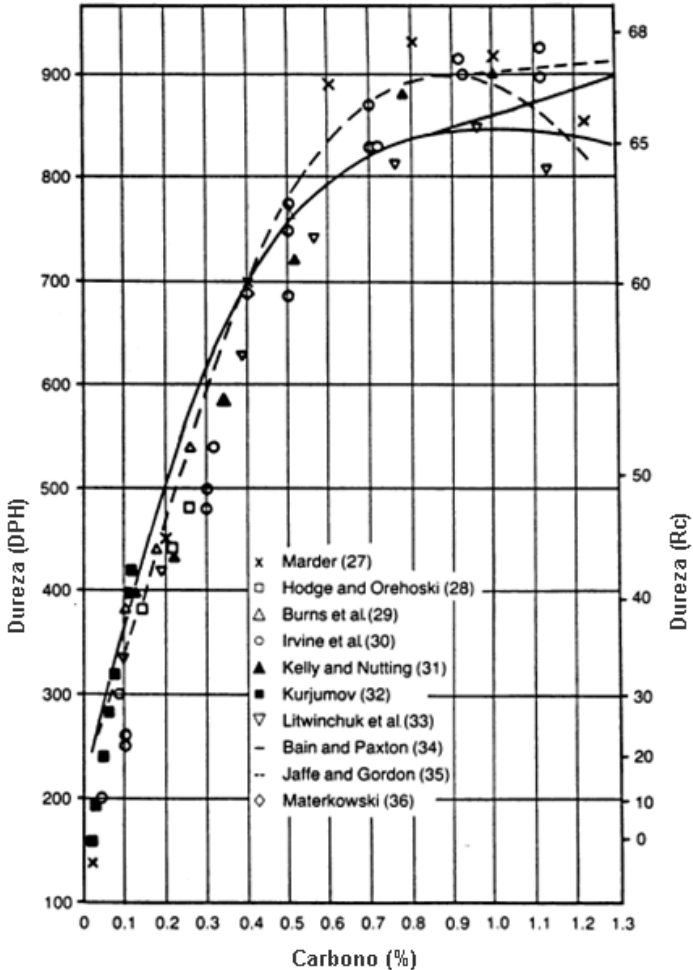


Figura 2.15: Efeito do teor de carbono na dureza da martensita (DOANE e KIRKALDY apud KRAUSS, 1999).

A soldabilidade também é uma importante propriedade para os aços bifásicos, uma vez que a maioria das peças da manufatura automotiva é soldada. A soldabilidade está relacionada com a composição química do aço, e uma forma de medir o desempenho do material com relação a soldabilidade é através do cálculo do carbono equivalente (C_{eq}), no qual geralmente é referenciado um valor máximo para este parâmetro.

Existem várias equações para o cálculo do carbono equivalente, geralmente baseadas em dados empíricos. A equação abaixo considera a adição de vários elementos, entre eles o manganês, cromo, molibdênio e silício (ASM METALS HANDBOOK, 1993).

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \left(\frac{Cr + Mo + V}{5} \right) + \left(\frac{Si + Ni + Cu}{15} \right) \quad (2.1)$$

Outra equação muito utilizada na indústria automotiva considera também o fósforo e o enxofre, e um valor máximo de C_{eq} de 0,248 é uma boa referência adotada neste caso (IWAMA et al., 2004).

$$C_{eq} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + 2P + 4S \quad (2.2)$$

A fim de melhorar a soldabilidade nos aços bifásicos, houve ao longo dos últimos anos estudos para diminuir o teor de carbono total destes aços, reduzindo conseqüentemente o seu carbono equivalente. Sendo assim, a adição de elementos microligantes tem a função de compensar a perda de resistência do aço (provocada pela redução do teor de carbono), além de permitir um melhor controle das condições de processos termomecânicos necessários para atingir os requisitos de propriedades mecânicas finais (BANDYOPADHYAY e DATTA, 2004).

Portanto, o atendimento aos requisitos de carbono equivalente é um desafio atual para as indústrias siderúrgicas na produção dos aços bifásicos. Isto ocorre porque o mercado demanda gradativamente aços com maior nível de resistência, e para atingir estes níveis de propriedades mecânicas, é necessária a adição de elementos de liga no aço aumentando desta forma o seu carbono equivalente.

O manganês é um importante elemento de liga nos aços, sendo que a sua adição reduz o risco de fragilização a quente e aumenta a temperabilidade. Este elemento ainda tem um baixo custo, o que faz com que o mesmo esteja incluído na maioria dos projetos de qualidade dos aços bifásicos. O manganês se difunde na ferrita a baixas temperaturas, aumentando assim o seu teor nas interfaces α/γ , e caso haja tempo suficiente (uma vez que a taxa de difusão do Mn na γ é três vezes menor que na α), o Mn também poderá se difundir na austenita

durante o recozimento intercrítico, enriquecendo-a (SPEICH et al., 1981).

A adição de cromo nos aços bifásicos aumenta a temperabilidade da austenita, fazendo com que haja uma diminuição da taxa de resfriamento crítica para a sua transformação em martensita. Durante o processo de austenitização, as ilhas de austenita tendem a se formar inicialmente nas regiões com alto teor de elementos de liga, uma vez que há um aumento da temperabilidade local nestas regiões. Desta forma, tem-se ilhas de austenita com alta temperabilidade promovendo uma microestrutura final martensítica, mesmo a baixas taxas de resfriamento. Por outro lado, o teor máximo de cromo no aço deve ser controlado para evitar segregações elevadas, evitando desta forma, uma concentração local de martensita na microestrutura final o que provocaria o bandeamento desta fase (MARDER, 1981).

Quando adicionado nos aços bifásicos, o molibdênio tem efeito similar ao do cromo, pois também aumenta a temperabilidade da austenita. Yakubovsky et al. (2004) estudaram o efeito da adição de Cr e Mo nas propriedades mecânicas de um aço bifásico, usando temperaturas de recozimento na região intercrítica para se obter 50% de austenita. Após o aquecimento na região intercrítica, os aços foram resfriados rapidamente e mantidos na temperatura de 475 °C por diferentes tempos, com o intuito de avaliar a transformação na região bainítica. Os autores constataram o aumento do limite de resistência com a adição dos dois elementos de liga para todos os tempos de encharque, sendo maior para o Mo no qual apresentou um incremento de mais de 150 MPa na resistência do material.

O menor efeito do cromo é devido ao fato dele não ser um endurecedor da ferrita, e além disso, o cromo é menos efetivo em suprimir a formação da bainita quando comparado ao molibdênio. Conforme pode ser visto na Figura 2.16, quanto maior o tempo de encharque na temperatura de 475 °C, menor é o limite de resistência e maior é o limite de escoamento no aço com 0,4% de Cr. Este fato é uma evidência de que boa parte da austenita está se transformando em bainita em vez de martensita para o aço com 0,4% de Cr, uma vez que a bainita é menos resistente e tem maior efeito no limite de escoamento (YAKUBOVSKY et al., 2004).

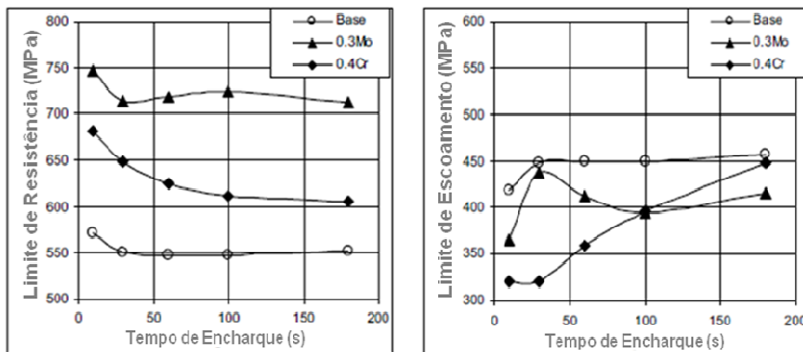


Figura 2.16: Efeito do Cr e Mo nos limites de escoamento e resistência de um aço bifásico, pelo tempo de encharque a 475 °C (YAKUBOVSKY et al., 2004).

A adição de pequenas quantidades de boro (ppm) aumenta consideravelmente a temperabilidade em aços baixo e médio carbono. O boro tem que estar em solução sólida para que este efeito seja significativo, portanto, o aço deve estar desoxidado e livre de nitrogênio, uma vez que o boro tem grande afinidade com estes elementos podendo formar nitretos e óxidos (TOTTEN, 2006). Como não é possível retirar todo o nitrogênio do aço na aciaria, geralmente, os aços que contém boro possuem também o titânio para formar TiN preferencialmente ao BN (SHEN e PRIESTNER, 1990).

O efeito do boro na temperabilidade dos aços está associado com a baixa solubilidade deste elemento na ferrita e austenita. Em função desta baixa solubilidade, o boro em solução sólida segrega nas interfaces α/γ durante o recozimento intercrítico, diminuindo a energia livre das interfaces e reduzindo desta forma a nucleação e crescimento da “nova” ferrita (ferrita proeutetóide) durante o resfriamento. Além disto, a segregação do boro nas interfaces α/γ inibe a segregação do carbono nesta mesma região, liberando mais carbono para o enriquecimento da austenita. Este enriquecimento vai gerar uma maior temperabilidade da austenita fazendo com que esta fase fique mais estável gerando uma maior quantidade de martensita na microestrutura final (SHEN e PRIESTNER, 1990; TOTTEN, 2006). A Figura 2.17 mostra a redução da fração volumétrica da “nova” ferrita com a adição de boro, para um aço baixo carbono.

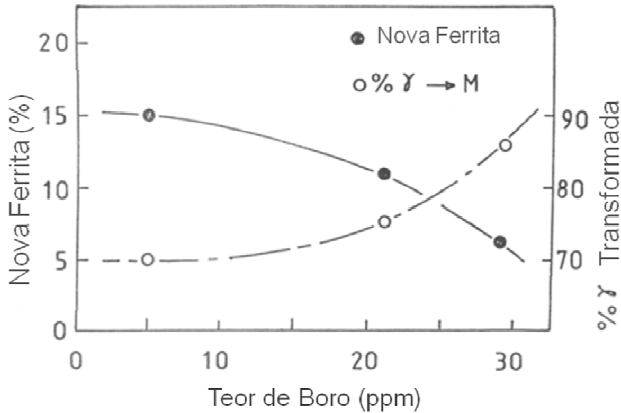


Figura 2.17: Efeito do boro na fração volumétrica da “nova” ferrita e da austenita para um aço baixo carbono (SHEN e PRIESTNER, 1990).

Embora o efeito do boro seja benéfico para a temperabilidade nos aços baixo e médio carbono, o teor máximo deste elemento deve ser controlado. Grandes adições de boro podem causar uma saturação nos contornos de grãos austeníticos, formando borocarbonetos nestas regiões. A formação de borocarbonetos nos contornos passa a agir como sítios preferenciais para a nucleação da ferrita, diminuindo assim a temperabilidade do aço (TOTTEN, 2006; HWANG et al., 2011). A efetividade do boro na temperabilidade também está relacionada com o teor de carbono do aço, uma vez que há uma competição entre a segregação destes dois elementos nos contornos de grãos austeníticos, podendo haver uma saturação dos sítios. Logo, o boro apresenta maior efetividade nos aços com baixo carbono.

De maneira geral, a adição de fósforo em aços baixo carbono tem grande efeito no endurecimento por solução sólida na ferrita. Becker et al. (1981) estudaram o efeito da adição do fósforo em aços bifásicos. Segundo os autores, o aumento do teor de fósforo pode aumentar o alongamento uniforme do aço devido a alta capacidade de encruamento da ferrita, entretanto, este efeito pode ser eliminado em função da sua segregação para as interfaces ferrita/martensita causando a fragilização do material. A Figura 2.18 apresenta curvas de tensão deformação de um aço bifásico com adição de fósforo, onde $(\bar{R}_{m\alpha_M})$ é o limite de resistência da martensita, $(\bar{R}_{m\alpha})$ é o limite de resistência da ferrita e $(\bar{R}_{m\alpha_M})$ é o limite de resistência da interface ferrita/martensita.

Observa-se que o limite de resistência da interface ferrita/martensita é determinante para a fratura do material, já que esta interface possui baixa resistência e praticamente nenhuma ductilidade (deformação), em função da fragilização causada pela segregação do fósforo.

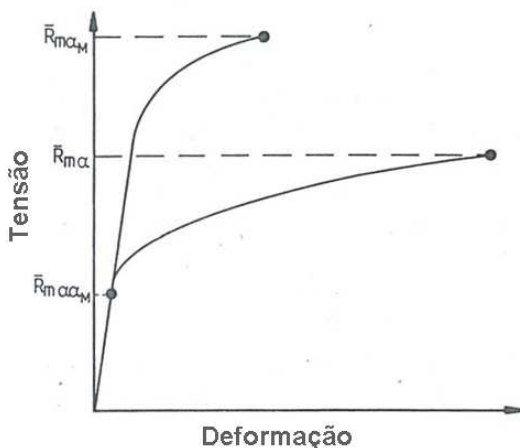


Figura 2.18: Curva tensão deformação de um aço bifásico com adição de fósforo (BECKER et al., 1981).

O nióbio tem efeito nas propriedades de um aço bifásico através do endurecimento por precipitação e do refino de grão, sendo que as magnitudes destes efeitos estão diretamente relacionadas às condições de laminação a quente. Para temperaturas de bobinamento altas (em torno de 700 °C), haverá pouco Nb em solução sólida e precipitados grosseiros serão formados já na laminação a quente, fazendo com que o endurecimento por precipitação no recozimento após a laminação a frio seja menor. Para temperaturas de bobinamento baixas (em torno de 500 °C), grande parte do nióbio vai permanecer em solução sólida, e durante o tempo de encharque no recozimento após a laminação a frio, haverá a formação de precipitados finos de Nb aumentando assim a resistência da ferrita. Neste caso, também vai haver durante o recozimento um significativo refino de grão em função da formação de finos precipitados de nióbio (MOHRBACHER, 2007).

2.2.2 Influência do Silício nos Aços Bifásicos

O silício assim como o manganês também está presente na maioria dos aços bifásicos. Este elemento inibe a precipitação da cementita, fazendo com que a austenita fique mais enriquecida de carbono, se tornando mais estável. O silício também atua como elemento endurecedor por solução sólida na ferrita promovendo um incremento de resistência do aço sem perder em ductilidade, já que o silício diminui o teor de carbono da ferrita (SALEH e PRIESTNER, 2001).

Alguns autores estudaram o efeito da adição de silício nas propriedades dos aços baixo carbono. Hironaka et al. (2010) avaliaram a adição de 0,01 a 1,6% de silício em um aço C-Mn recozido e resfriado lentamente. Conforme pode ser visto na Figura 2.19, quanto maior a adição de silício maior é a fração volumétrica de martensita formada. Este aumento da fração volumétrica de martensita eleva os limites de escoamento e de resistência, sendo que o incremento no limite de resistência é mais pronunciado. É importante observar que parte deste aumento nas propriedades mecânicas também é devido ao endurecimento por solução sólida da ferrita provocado pelo silício.

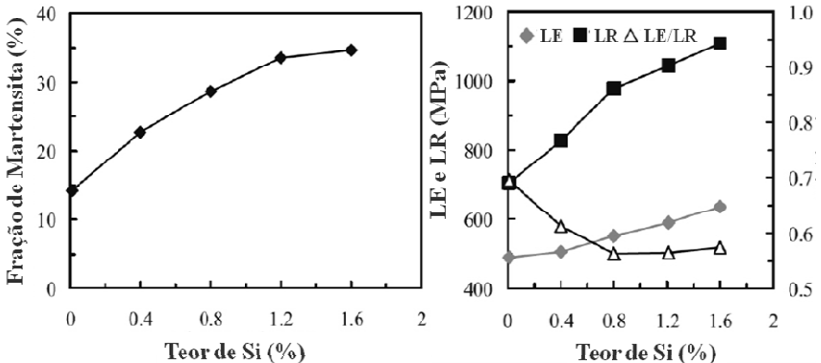


Figura 2.19: Efeito do Si na fração volumétrica de martensita e nas propriedades mecânicas de um aço C-Mn (HIRONAKA et al., 2010).

Nouri et al. (2010) observaram um efeito diferente do silício com relação a formação da martensita, avaliando a adição de 0,34 a 2,26% deste elemento em um aço C-Mn. Conforme pode ser visto na Figura 2.20, à medida que aumenta o teor de silício no aço há uma redução da

fração volumétrica de martensita formada, o que pode estar relacionado com a função de ferritizante deste elemento de liga. Sabe-se que adição de silício nos teores usuais empregados nos aços, aumenta as temperaturas Ac_1 e Ac_3 ampliando a região intercrítica ($\alpha+\gamma$), portanto, para uma mesma temperatura de recozimento, o aumento do Si vai gerar uma maior fração volumétrica de ferrita. De forma oposta, tem-se uma menor fração volumétrica de austenita formada, e conseqüentemente, uma menor fração volumétrica de martensita na microestrutura final. É importante ressaltar que no estudo de Nouri et al. (2010), foi dado um tratamento de normalização (920 °C durante 30 min) nas amostras antes de aplicar o recozimento intercrítico, homogeneizando desta forma a microestrutura inicial dos materiais estudados.

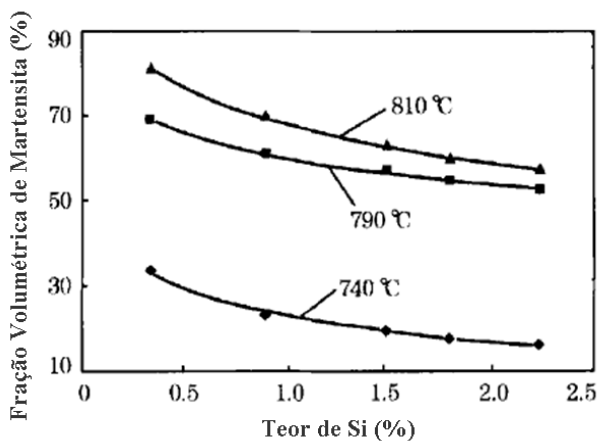


Figura 2.20: Efeito do silício na fração volumétrica de martensita (NOURI et al., 2010).

De acordo com Hironaka et al. (2010), a adição de silício pode ser favorável para os aços bifásicos, uma vez que este elemento aumenta a resistência do material sem perda significativa no alongamento uniforme. Esta boa combinação entre as propriedades de limite de resistência e alongamento, pode ser explicada pela alta taxa de endurecimento por deformação plástica da ferrita promovida com a adição de silício.

Mesmo sendo um elemento endurecedor da ferrita, a adição de silício nos aços bifásicos deve ser controlada, uma vez que o efeito deste na qualidade dos revestimentos galvanizados a quente é muito

grande, principalmente no revestimento com zinco-ferro (GA). De acordo com Yakubovsky et al. (2004), o aumento do teor de silício de 0,3% para 1,0% e 1,6%, diminui significativamente o teor de ferro do revestimento de 11,1% para 10,2% e 7,4%, respectivamente, em um aço revestido com zinco-ferro (% ideal de ferro neste tipo de revestimento deve ser em torno de 11%). Além disso, análises microestruturais do revestimento mostraram que altos teores de silício (maior que 0,35%) ocasionaram uma camada não uniforme de revestimento, perdendo em aderência e comprometendo desta forma a resistência à corrosão do aço.

Em função da alta estabilidade da austenita favorecida com a adição de silício, este elemento de liga pode ser considerado como o mais efetivo na produção dos aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) (YAKUBOVSKY et al., 2004). Isto ocorre porque o grande enriquecimento de carbono na austenita causado pela adição de silício, vai permitir que parte desta fase se transforme em martensita e a outra parte permaneça como austenita retida, possibilitando desta forma a ocorrência do efeito TRIP após uma determinada deformação plástica.

2.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Entre outras propriedades, os aços bifásicos são caracterizados por apresentarem a ausência do patamar de escoamento definido e uma baixa razão elástica (LE/LR), sendo que estas características estão diretamente associadas à microestrutura do material.

Durante a transformação da austenita em martensita, há uma expansão do volume em torno 4% devido a mudança de estrutura cúbica de face centrada (CFC) para cúbica de corpo centrado (CCC) ou tetragonal (MAGEE e DAVIES, 1972). Para acomodar esta expansão, a ferrita pré-existente se deforma plasticamente gerando uma grande quantidade de discordâncias móveis nas interfaces ferrita/martensita. Portanto, ao ser inicialmente tracionado, os aços bifásicos não apresentam o escoamento descontínuo, uma vez que o sistema bifásico já está submetido a uma pré-tensão, oriunda das discordâncias móveis anteriores. Esta falta do escoamento descontínuo elimina a formação do defeito banda de *Luders*, assegurando assim uma boa qualidade superficial após a estampagem e uma boa aplicabilidade dos aços bifásicos na indústria automotiva.

A presença de outros constituintes (*e.g.*: perlita e bainita) em vez da martensita, leva a um aumento do limite de escoamento e uma

redução no limite de resistência nos aços bifásicos, ou seja, aumenta a razão elástica (LE/LR) destes aços. Diante deste fato, aços bifásicos com altas razões elásticas tendem a apresentar a ocorrência do patamar de escoamento descontínuo. Isto acontece porque é necessária uma fração volumétrica mínima de martensita para evitar o patamar de escoamento descontínuo, uma vez que, a formação desta fase é que vai gerar as discordâncias móveis nas interfaces α/α' e conseqüentemente, uma pré-tensão (MARDER, 1981).

Em geral, as propriedades mecânicas de um aço bifásico são determinadas em função das frações e das resistências da ferrita e martensita. A ferrita pode ser endurecida por solução sólida, precipitação ou refino de grão, e a resistência da martensita está diretamente associada ao seu teor de carbono. Uma vez que as propriedades mecânicas finais de um aço bifásico são dependentes das características dos seus constituintes, alguns parâmetros de processo como taxa de aquecimento, temperatura de recozimento, tempo de encharque e taxa de resfriamento tem impacto direto nestas propriedades, e em função disto, estes parâmetros devem ser controlados para atingir as propriedades finais desejadas.

2.3.1 Limite de Escoamento e Limite de Resistência

Uma combinação adequada das duas fases (ferrita e martensita) é o fator principal para atingir as propriedades mecânicas desejadas nos aços bifásicos. Se a fração volumétrica de martensita é baixa, haverá uma redução no limite de resistência e no coeficiente de encruamento, enquanto que o limite de escoamento poderá subir em função da existência de outros constituintes no lugar da martensita. Por outro lado, se a fração volumétrica de martensita é excessivamente alta, os limites de escoamento e resistência vão aumentar demasiadamente com uma conseqüente perda de ductilidade.

Speich (1981) avaliou a influência da martensita nos limites de escoamento e resistência de um aço C-Mn. Conforme o autor, a fração volumétrica de martensita afeta mais o limite de resistência do que o limite de escoamento, o que pode ser explicado pelas tensões residuais pré-existentes entre a ferrita e a martensita. Considerando baixas deformações (características da região do limite de escoamento), tem-se o processo inicial de eliminação destas tensões residuais fazendo com que a tensão na martensita seja muita baixa, atingindo apenas 1/3 do

limite de escoamento desta fase. Já para altas deformações que são características da região plástica (região do limite de resistência), a tensão residual já foi eliminada e a tensão na martensita é significativamente aumentada fazendo com que haja assim um aumento geral de toda a resistência do sistema.

Lanzillotto e Pickering (1982) também observaram um maior efeito da martensita no limite de resistência do que no limite de escoamento em vários aços baixo carbono, no qual um aumento da fração volumétrica de martensita de 10 para 35% gerou um incremento médio de 200 MPa no limite de resistência. A Figura 2.21 mostra a relação entre os limites de escoamento (0,2 e 0,5% de deformação) e limite de resistência pela fração volumétrica de martensita, para cinco aços baixo carbono.

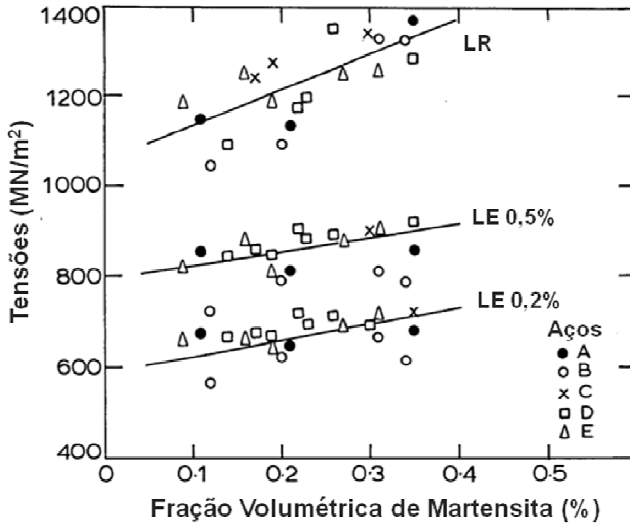


Figura 2.21: Efeito da fração volumétrica de martensita nos limites de escoamento e de resistência em aços baixo carbono (LANZILLOTTO e PICKERING, 1982).

Conforme comentado, as propriedades mecânicas dos aços bifásicos são dependentes dos constituintes de sua microestrutura, que por sua vez, dependem do tratamento térmico aplicado. Diante deste fato, Mohanty et al. (2011) avaliaram a influência da temperatura, tempo de encharque e taxa de aquecimento nas propriedades mecânicas de um aço bifásico DP780. Entre as três variáveis estudadas, a

temperatura foi a que afetou significativamente as propriedades de limite de escoamento e resistência, sendo que, houve uma redução nestas propriedades com o aumento da temperatura intercrítica. Isto é devido às altas temperaturas do experimento (780 °C / 1053 K até 860 °C / 1133 K), uma vez que a partir de 780 °C tem-se uma grande quantidade de austenita formada, entretanto, ocorre uma diminuição do teor de carbono desta fase à medida que esta temperatura aumenta. O menor teor de carbono da austenita diminui a sua temperabilidade, gerando uma menor quantidade de martensita após o resfriamento, e por consequência, menores valores de limite de escoamento e resistência. A Figura 2.22 mostra a influência da temperatura, tempo de encharque e taxa de aquecimento nos limites de escoamento e de resistência do aço bifásico DP780.

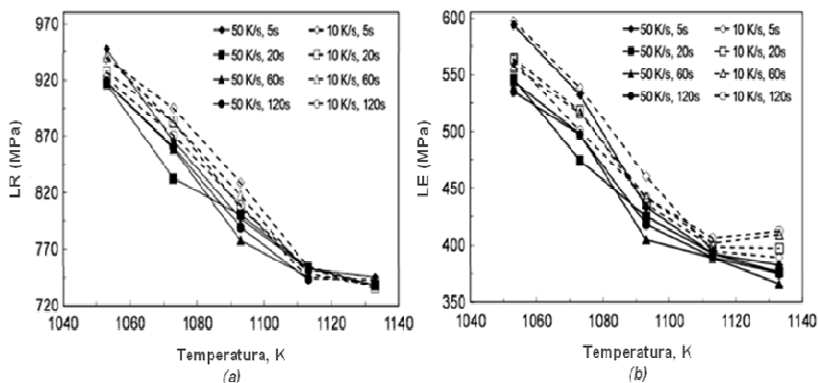


Figura 2.22: Variação dos limites de resistência e escoamento em função da temperatura, tempo de recozimento e taxa de aquecimento (MOHANTY et al., 2011).

2.3.2 Coeficiente de Encruamento

O coeficiente de encruamento (valor n) é um importante parâmetro usado na avaliação dos aços bifásicos e pode ser obtido através da equação de Hollomon ($\sigma = K\varepsilon^n$). O valor n mede a característica de endurecimento por deformação do material e quanto maior o valor n , maior é a taxa com que o material vai endurecer em função de uma dada deformação, fazendo com que este seja preferível

para aqueles processos que envolvem deformação plástica. Devido a sua microestrutura que pode conter diferentes constituintes, os aços bifásicos não obedecem rigorosamente a equação de Hollomon, uma vez que estes aços apresentam diferentes taxas de endurecimento que são associadas aos diferentes estágios de deformação, não apresentando desta forma uma relação linear entre $\log \sigma$ e $\log \epsilon$ (AKBARPOUR e EKRAMI, 2008).

Em função da sua microestrutura que contém sempre uma fase dúctil e uma fase dura, e considerando que estas fases sofrem deformações elásticas e plásticas diferentes, os aços bifásicos apresentam uma curva tensão deformação que pode ser dividida em três estágios (HÜPER et al., 1999):

- O primeiro estágio da curva corresponde à deformação elástica das duas fases, e termina ao atingir o limite de escoamento da fase dúctil. Neste estágio não se tem o coeficiente de encruamento.
- O segundo estágio da curva é marcado pela deformação plástica da fase dúctil enquanto que a fase dura ainda deforma elasticamente, terminando ao atingir o limite de escoamento da fase dura. Neste estágio, o coeficiente de encruamento é altamente dependente da fração volumétrica da fase dura.
- No terceiro estágio, ambos os constituintes deformam plasticamente, sendo que neste caso, o coeficiente de encruamento é relacionado com a diferença entre o limite de resistência das duas fases. Neste estágio, o coeficiente de encruamento é menor que no estágio II.

Considerando que no primeiro estágio tem-se apenas deformação elástica, o coeficiente de encruamento ocorre nos aços bifásicos nos dois últimos estágios citados acima. A Figura 2.23 mostra uma curva tensão deformação esquemática de um aço bifásico, contendo os três estágios que podem ser relacionados com o coeficiente de encruamento.

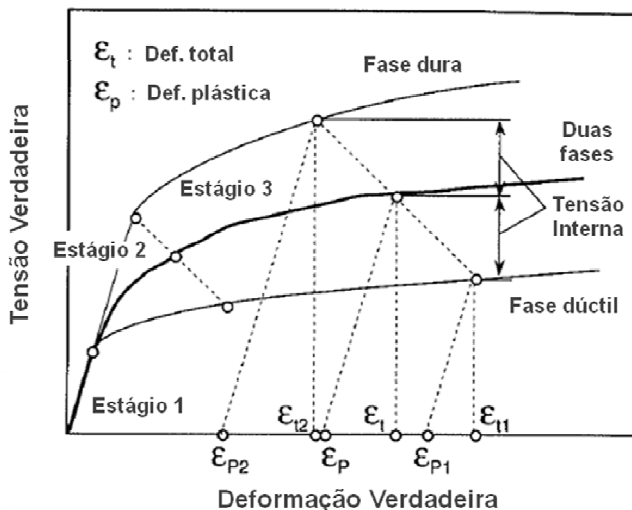


Figura 2.23: Curva tensão deformação com os três estágios do valor n (HÜPER et al., 1999).

A martensita dos aços bifásicos tem alta resistência e baixo valor de coeficiente de encruamento, enquanto que a ferrita tem baixa resistência e alto valor de coeficiente de encruamento. Portanto, o valor n dos aços bifásicos é um reflexo direto da quantidade e do tipo de ferrita existente na microestrutura, sendo que, para maximizar esta propriedade a ferrita deve ser a mais “pura” possível, ou seja, esta fase deve conter baixos níveis de elementos intersticiais e de finos carbonetos (DAVIES, 1978).

Quando comparados com os aços ARBL, os aços bifásicos possuem valores de coeficiente de encruamento mais elevados, o que garante uma melhor aplicabilidade destes aços na indústria automotiva. Este alto coeficiente de encruamento vai aumentar a resistência local do material, aumentando então a capacidade do material de sofrer conformação sem ocorrer uma diminuição excessiva na espessura da chapa. Desta forma, tem-se uma peça já manufaturada com alta resistência mecânica, garantindo assim uma alta capacidade de absorção de energia e uma boa resistência a fadiga (KRUPITZER et al., 2004).

2.3.3 Ductilidade

O efeito da microestrutura ferrita/martensita na ductilidade dos aços bifásicos não é tão claro, uma vez que vários fatores afetam esta propriedade como a fração volumétrica das fases, teor de carbono da martensita, distribuição da martensita, o teor de carbono na ferrita e a quantidade de austenita retida. Em geral, tanto o alongamento uniforme como o alongamento total, diminui com o aumento da fração volumétrica de martensita e com o aumento do teor de carbono existente nesta fase.

Com relação à distribuição da martensita, é desejável ter um conjunto de pequenas partículas dispersas na matriz ferrítica. Ilhas grosseiras e aglomeradas de martensita podem provocar um bandejamento desta fase funcionando como um caminho de fácil propagação de trincas, diminuindo assim a ductilidade do material. Como a distribuição da martensita está diretamente relacionada com a nucleação da austenita, que ocorre a partir da cementita ou perlita existente na microestrutura inicial, torna-se então desejável uma microestrutura fina e uniforme anterior ao recozimento intercrítico.

A ductilidade dos aços bifásicos também está associada à quantidade existente de ferrita prévia (aquela que permanece sem transformar mesmo durante o aquecimento) e a “nova” ferrita (proveniente da nucleação e crescimento a partir da austenita). De acordo com Fonstein e Efimova (2006), a nova ferrita tem efeito positivo na ductilidade dos aços bifásicos não somente pelas suas características, mas principalmente pela fração volumétrica desta fase, que deve estar entre 20 e 25% para promover um refino eficiente na microestrutura final do produto. Huppi et al. (1980) também encontraram o mesmo efeito benéfico da formação da nova ferrita na ductilidade (alongamento total e alongamento uniforme) estudando um aço C-Mn-Si com adição de vanádio. Segundo os autores, o aumento da ductilidade pode ser explicado pela estrutura de precipitados que se forma na ferrita prévia durante o recozimento.

De acordo com Lanzillotto e Pickering (1982), tanto o alongamento uniforme como a resistência, aumentam com a fração volumétrica de martensita existente no material, e da mesma forma, estas propriedades também são aumentadas à medida que há um refino de grão na microestrutura. Portanto, considerando que a elevação da temperatura de recozimento intercrítica é necessária para atingir o percentual mínimo de austenita, e ao mesmo tempo, esta elevação de

temperatura aumenta o tamanho de grão, faz-se necessário ter condições restritas durante o processo de recozimento a fim de se obter uma combinação ideal de alta fração volumétrica de martensita e baixo tamanho de grão. Desta forma, consegue-se atingir melhores valores de resistência e alongamento uniforme, o que é benéfico para as características de ductilidade e conformabilidade dos aços bifásicos.

Ainda conforme Lanzilotto e Pickering (1982), uma das formas de se obter uma microestrutura com alta fração volumétrica de martensita e baixo tamanho de grão, é através de uma alta taxa de nucleação da austenita durante o recozimento intercrítico aliada a um lento crescimento das partículas desta fase. Diante disso, a boa combinação de resistência e ductilidade é atingida a partir de uma microestrutura inicial mais refinada, onde os sítios de nucleação da austenita são maximizados durante o recozimento intercrítico.

Considerando a relação existente entre ductilidade e resistência, Speich (1981) correlacionou o produto (limite de resistência x alongamento total) com a quantidade de martensita encontrada em dois aços baixo carbono (com e sem adição de silício). Conforme pode ser visto na Figura 2.24, houve um decréscimo significativo no produto destas propriedades a partir de 20% de martensita, indicando que a ductilidade do material foi diminuída a partir deste ponto. A Figura 2.24 também mostra uma melhor combinação de ductilidade x resistência para o aço com adição de silício, em toda a faixa de martensita analisada. Este efeito é explicado pelo fato de que, mesmo aumentando a resistência através do endurecimento por solução sólida, o aço com silício apresenta boa ductilidade devido a diminuição do teor de carbono na ferrita provocado por este elemento.

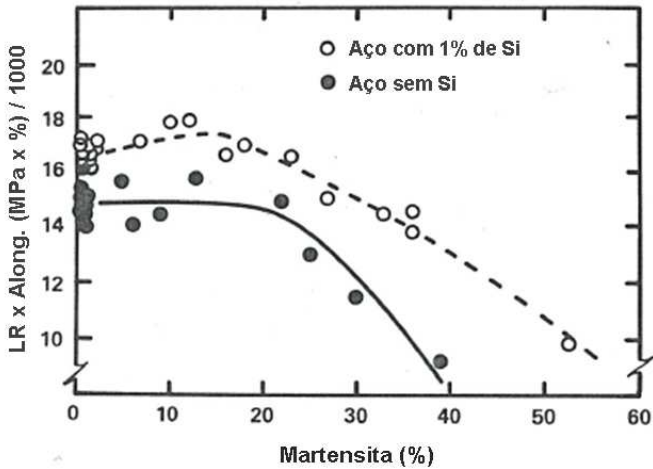


Figura 2.24: Variação do produto do limite de resistência x alongamento pela quantidade de martensita (SPEICH, 1981).

Outra forma de ter uma ferrita com menor teor de carbono, e assim melhorar a ductilidade dos aços bifásicos, é através do uso de taxas de resfriamento mais baixas entre a temperatura de encharque e a temperatura Ar_1 . Esta prática só é possível naquelas linhas de recozimento contínuo que possuem uma seção de resfriamento lento antes da seção de resfriamento rápido, e desta forma, há um maior tempo para o enriquecimento de carbono na austenita antes de atingir a temperatura Ar_1 , evitando uma maior partição deste elemento na ferrita.

O efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) ocorrido durante a deformação plástica aumenta o coeficiente de encruamento e consequentemente a ductilidade do material, enquanto que a martensita transformada a partir da austenita retida aumenta a sua resistência. De acordo com Rashid e Rao (1981), há uma relação direta entre a quantidade de austenita retida e a ductilidade, sendo que um aumento desta fase implica em maiores alongamentos total e uniforme do aço. Entretanto, é necessário ter grandes quantidades de austenita retida para que o efeito na ductilidade seja significativo, ou seja, no caso dos aços bifásicos, as pequenas quantidades geralmente presentes na ordem de 2 a 4% podem não afetar esta propriedade.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Geralmente, os aços bifásicos são produzidos através do recozimento contínuo tanto para o produto final laminado a frio como também para os galvanizados. No Brasil, a ArcelorMittal produz atualmente estes aços em escala industrial na classes de resistência de 600 e 780 MPa, sendo que as principais etapas de produção estão descritas na Figura 3.1. A produção deste aço é dividida entre as plantas localizadas em Vitória, ES (ArcelorMittal Tubarão) e em São Francisco do Sul, SC (ArcelorMittal Vega).

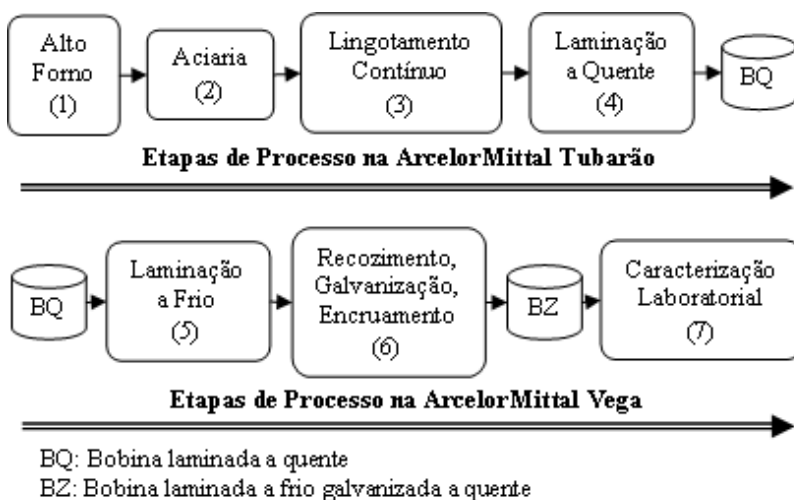


Figura 3.1: Etapas de produção dos aços bifásicos nas plantas da ArcelorMittal no Brasil.

3.1 MATERIAIS

Este estudo avaliou o efeito do silício nas propriedades mecânicas e na microestrutura de um aço bifásico laminado a frio. Os aços estudados são de baixo carbono (0,09%) com adição de manganês, molibdênio, cromo, nióbio, titânio e boro. Elementos como enxofre, fósforo, cobre e níquel, apresentam teores apenas residuais. Sendo assim, este trabalho avaliou duas corridas laboratoriais de um aço

bifásico, sem e com adição de silício (0% e 0,3%), conforme pode ser visto na Tabela 3.1. Estes aços serão referidos daqui em diante como DP s/ Si e DP c/ Si, respectivamente.

Uma vez que este estudo também teve o objetivo de servir como base para uma produção industrial de um aço bifásico galvanizado a quente, foi utilizado o teor de silício de 0,3%, já que este elemento tem efeito deletério nas propriedades do revestimento do aço, quando adicionado em teores acima de 0,35% (YAKUBOVSKY et al., 2004). A seleção dos teores dos demais elementos químicos foi baseada em dados preliminares, onde foram analisadas as vantagens em potencial de cada um dos elementos, juntamente com a capacidade da aciaria em reproduzir estas corridas em uma possível escala industrial.

O vazamento, lingotamento, laminação a quente e laminação a frio das corridas foram realizados em escala de laboratório no Centro de Pesquisa da ArcelorMittal em Chicago, U.S.A., ou seja, as etapas de processo de números 1 a 5 da Figura 3.1. As etapas 6 (somente recozimento) e 7, foram feitas na Sociesc (Sociedade Educacional de Santa Catarina) e na ArcelorMittal Vega, respectivamente.

Tabela 3.1: Composição química dos aços estudados (% em peso).

Aço	Número Corrida	C	Mn	Cr	Mo	Si	Nb	Ti	B (ppm)
DP s/ Si	109	0,082	2,07	0,22	0,15	0,007	0,016	0,031	13
DP c/ Si	148	0,086	2,12	0,21	0,14	0,314	0,012	0,020	14

O carbono equivalente das duas corridas estudadas utilizando a fórmula de Iwama et al. (2004) foi de 0,214 para o aço DP s/ Si e 0,224 para o aço DP c/ Si, que estão dentro dos valores sugeridos para se ter uma boa soldabilidade na indústria automotiva.

As duas corridas deste experimento foram produzidas em escala de laboratório, com a produção de lingotes de 45 kg utilizando um forno de indução a vácuo. Os lingotes foram laminados a quente usando uma temperatura de reaquecimento de placas de 1250 °C, temperatura de acabamento de 880 °C e temperatura de bobinamento de 650 °C. As microestruturas obtidas no material laminado a quente eram compostas de ferrita, perlita e constituintes MA (martensita e austenita). A Figura 3.2 mostra as microestruturas laminadas a quente dos dois aços estudados.

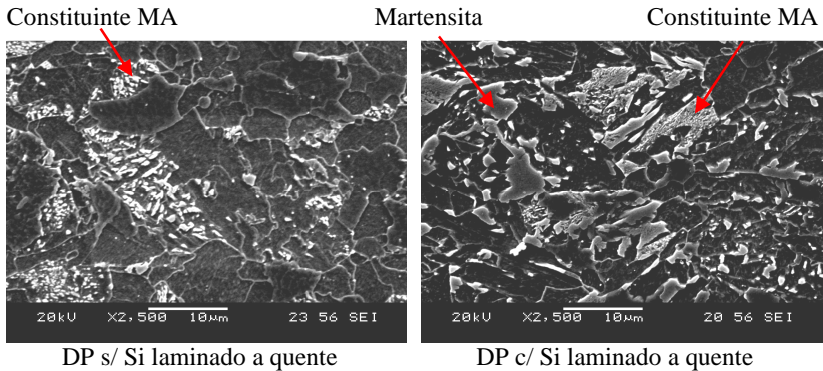


Figura 3.2: Microestruturas dos aços laminados a quente. MEV, ataque nital 4%.

A laminação a frio foi feita com uma redução de 60% visando uma espessura final de 1,25 mm, sendo que, os corpos de prova destinados ao tratamento térmico foram retirados a partir da chapa laminada a frio encruada. A Figura 3.3 mostra as microestruturas laminadas a frio encruadas dos dois aços estudados. As microestruturas apresentaram grãos alongados de ferrita (cor cinza) juntamente com colônias de perlita deformada e algumas ilhas de constituintes MA (cores mais escuras).

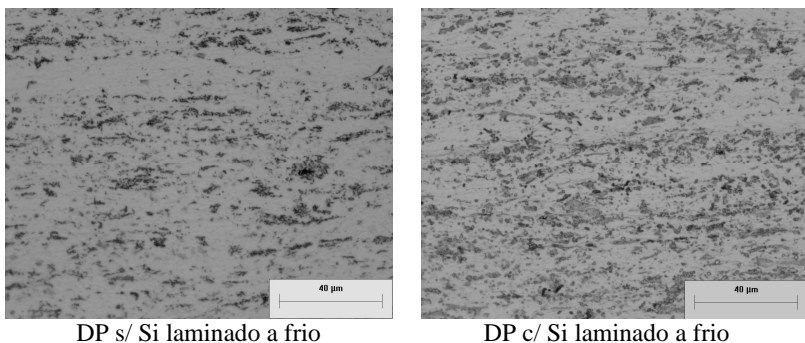


Figura 3.3: Microestruturas dos aços laminados a frio. MO, ataque picral + nital 4%.

3.2 TRATAMENTO TÉRMICO

As amostras laminadas a frio utilizadas no tratamento térmico das duas corridas estudadas, foram de mesmo tamanho (30 x 230 x 1,25 mm), e foram retiradas no mesmo sentido da laminação a frio, ou seja, sentido longitudinal. O tratamento térmico consistiu em recozer as amostras em oito diferentes temperaturas contemplando a região intercrítica (720 a 860 °C, de 20 em 20 °C) e mantê-las na respectiva temperatura durante o tempo de 60 segundos. Em seguida, as amostras foram resfriadas em dois meios diferentes de resfriamento (ao ar até atingir a temperatura ambiente de 30 °C ou em água com temperatura controlada - 35 a 40 °C). O tratamento térmico foi feito na Sociesc (Sociedade Educacional do Estado de Santa Catarina) em Joinville, SC, usando um forno de banho de sal a base de cloreto de bário (BaCl_2), com aquecimento através de gás natural. A temperatura do banho durante o processo de recozimento das amostras foi controlada através de um termopar fixado na parede do forno, localizado na mesma altura das amostras. Visando reduzir o efeito de uma possível variação de temperatura do banho nas amostras, as mesmas foram submersas no centro do forno, todas presas a um dispositivo circular feito de aço inox com raio de 200 mm. As Figuras 3.4 e 3.5 mostram dois desenhos esquemáticos do forno de banho de sal que foi usado no tratamento das amostras.

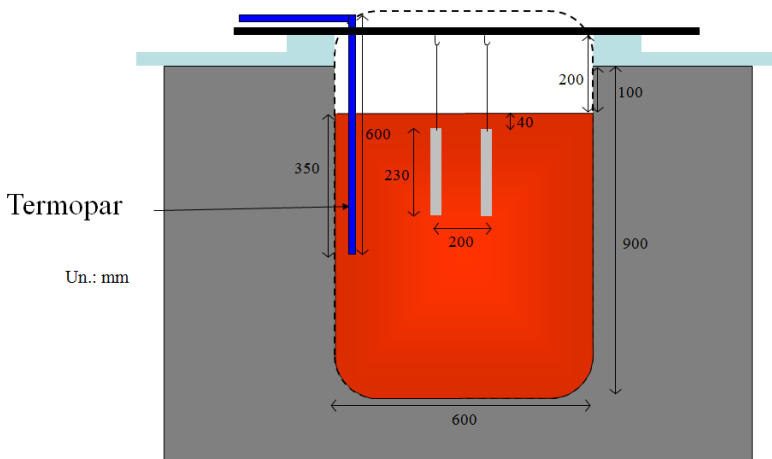


Figura 3.4: Desenho esquemático do forno de banho de sal (vista de frente).

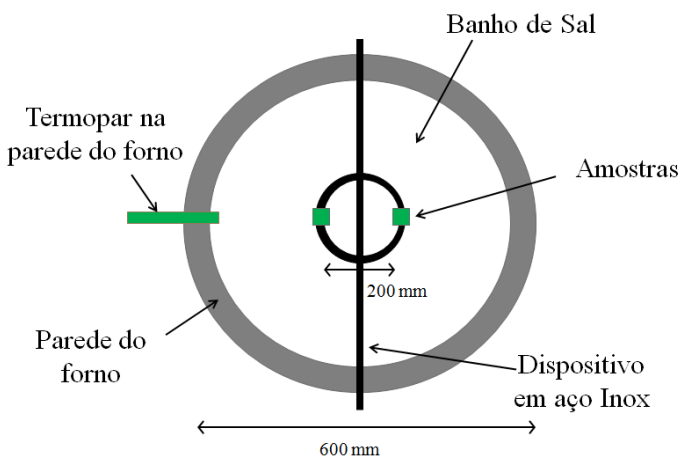


Figura 3.5: Desenho esquemático do forno de banho de sal (vista superior).

As propriedades mecânicas de um aço bifásico são primariamente dependentes da fração volumétrica e da distribuição das fases que compõem a sua microestrutura, que por sua vez, provém da austenita formada durante o recozimento intercrítico. Sabe-se que a austenita é altamente dependente da temperatura intercrítica, assim,

foram escolhidas para este estudo as temperaturas de tratamento térmico entre 720 e 860 °C com o propósito de ter amostras recozidas dentro e fora da região intercrítica ($\alpha + \gamma$).

De acordo com Andrews (1965), as temperaturas Ac_1 e Ac_3 para o aço em questão podem ser calculadas pelas seguintes fórmulas:

$$Ac_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (3.1)$$

$$Ac_3 = 910 - 203C^{1/2} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - 30Mn - 11Cr - 20Cu + 700P + 400Al + 120As + 400Ti \quad (3.2)$$

A Tabela 3.2 mostra as temperaturas Ac_1 e Ac_3 calculadas para todas as composições químicas estudadas, conforme a fórmula empírica de Andrews (1965).

Tabela 3.2: Temperaturas Ac_1 e Ac_3 calculadas para as corridas em estudo.

Aço	Ac_1 (°C)	Ac_3 (°C)
DP s/ Si	705	823
DP c/ Si	713	833

A Figura 3.6 mostra parte de um diagrama Fe-C com a indicação das temperaturas de recozimento utilizadas neste estudo.

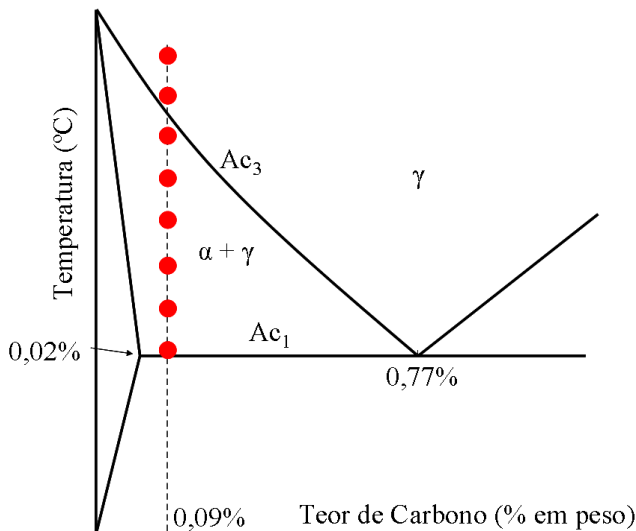


Figura 3.6: Parte de um diagrama Fe-C indicando as temperaturas de recozimento utilizadas (em vermelho).

Foram utilizadas duas velocidades diferentes de resfriamento com o objetivo de ter diferentes microestruturas finais, conforme mostrado a seguir:

- Resfriamento em água (têmpera) visou avaliar a fração volumétrica e a distribuição da austenita, uma vez que tem-se taxas elevadas de resfriamento que são suficientes para evitar uma possível transformação da austenita para ferrita, sendo que 100% da austenita formada será transformada em martensita. Desta forma, pode-se considerar que as características (tamanho, dispersão das ilhas e fração volumétrica) observadas na martensita após o resfriamento, são válidas também para a austenita formada durante o recozimento intercrítico. Além disso, a microestrutura final obtida com o resfriamento em água ainda permite avaliar a evolução do processo de recristalização da ferrita prévia, ou seja, aquela que permanece sem transformar mesmo durante o aquecimento na região $\gamma+\alpha$, como também no resfriamento.

- O resfriamento ao ar teve o objetivo de avaliar a formação dos outros constituintes como ferrita, bainita e martensita, uma vez que tem-se menores taxas de resfriamento, e desta forma, pode-se estimar a temperabilidade da austenita antes da sua decomposição.

O tempo de encharque de 60 segundos foi escolhido com o objetivo de estar mais próximo do praticado nas linhas de produção que possuem o recozimento contínuo na ArcelorMittal Vega, sendo que para os aços bifásicos este tempo varia entre 50 e 70 segundos. As Figuras 3.7 e 3.8 mostram desenhos esquemáticos dos dois ciclos de tratamento térmico usados neste estudo.

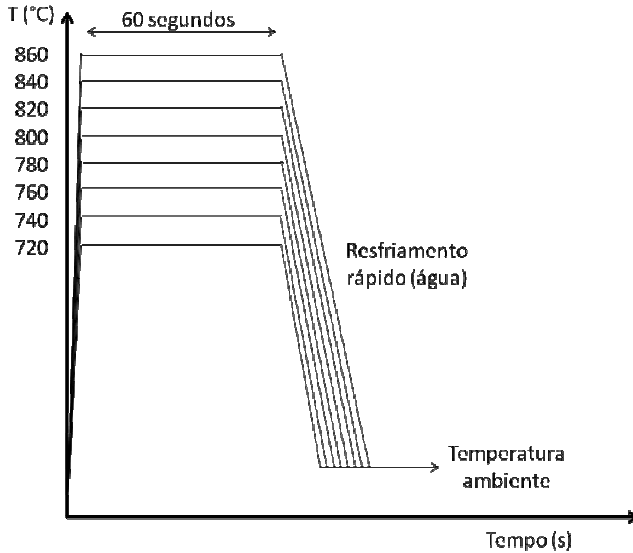


Figura 3.7: Desenho esquemático de tratamento térmico com resfriamento em água.

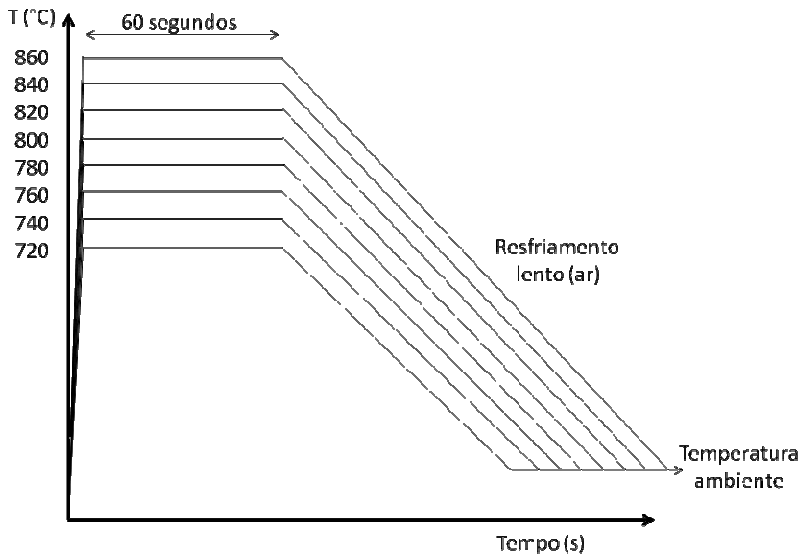


Figura 3.8: Desenho esquemático de tratamento térmico com resfriamento ao ar.

Este estudo utilizou oito diferentes temperaturas e dois tipos de resfriamento nos tratamentos térmicos, resultando em um total de 16 combinações aquecimento/resfriamento. Foram utilizados os aços DP s/Si e DP c /Si para cada uma destas combinações, tendo então 32 diferentes condições de amostras. A Figura 3.9 mostra o planejamento dos experimentos.

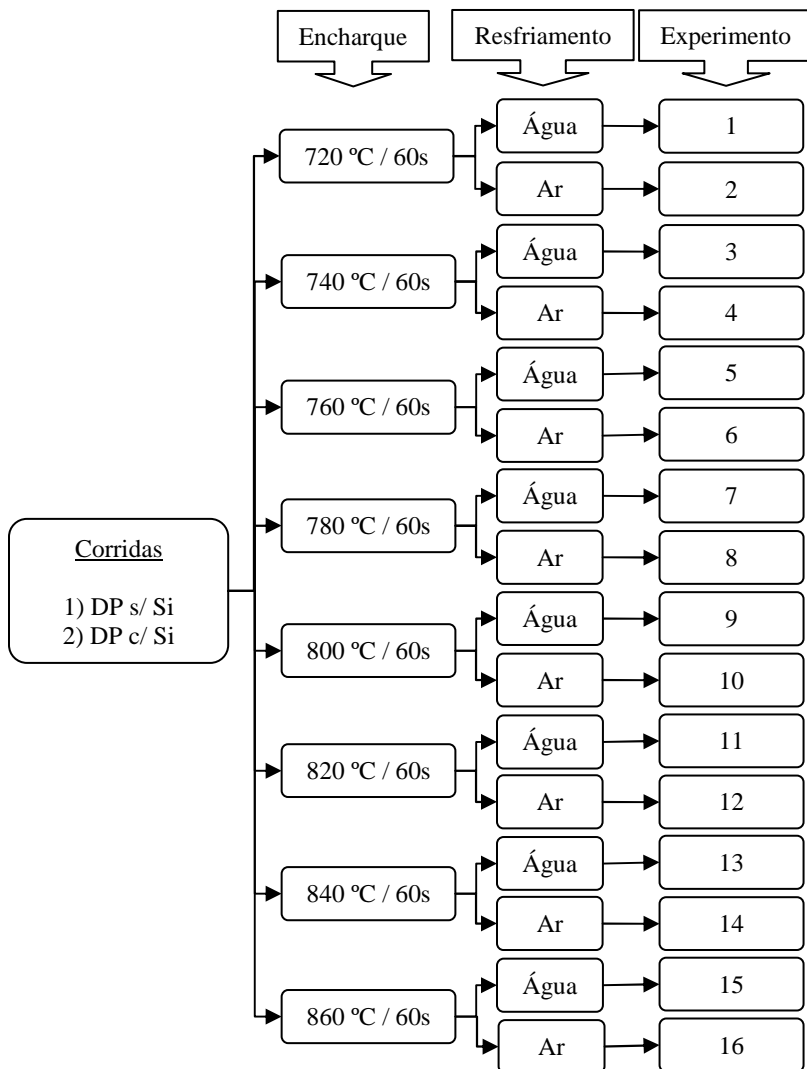


Figura 3.9: Diagrama esquemático indicando os experimentos realizados.

3.3 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

Após o tratamento térmico, as amostras foram caracterizadas com relação às propriedades mecânicas (ensaio de tração e dureza) e microestruturas (quantificação de fases).

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina Universal Instron 5585, com carga máxima de 100 kN, a temperatura ambiente. Os corpos de prova foram retirados no sentido longitudinal à direção de laminação e os ensaios foram realizados de acordo com a norma DIN-EN 10002, usando um comprimento da parte útil de 50 mm. Para cada ensaio de tração, foram obtidas as propriedades de limite de escoamento (medido a 0,2% de deformação), limite de resistência, razão elástica, alongamento total e coeficiente de encruamento (medido na deformação de 10% até a deformação máxima homogênea).

Os ensaios de dureza foram feitos em um durômetro Instron séries 2000, onde foram realizadas três medidas para cada amostra estudada.

A caracterização microestrutural foi feita usando um microscópio óptico Zeiss AXIO (MO) e um microscópio eletrônico de varredura JEOL 6360 (MEV). Todas as amostras foram cortadas no sentido de laminação, embutidas, lixadas, polidas e atacadas com os reativos Nital 4% e/ou Picral, de modo a revelar as fases e contornos de grãos. Foram calculadas as frações volumétricas de bainita e martensita através do método manual de contagem de área, utilizando uma grade de 920 pontos (40 x 23). Foram realizadas três medições para cada uma das fases, em cada uma das 32 amostras deste estudo, sendo que para a análise dos resultados, foi considerada a média das três medidas.

A contagem de cada fase foi realizada sobrepondo a grade na fotografia das microestruturas, usando sempre uma ampliação de 2500 vezes. A fração volumétrica foi calculada como sendo a razão entre o número de pontos sobrepostos às ilhas de martensita/bainita e o número total de pontos da grade. O anexo A mostra uma foto ilustrativa da contagem de martensita utilizando a grade de 920 pontos.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL

4.1.1 Processos de Recristalização e Austenitização

A Figura 4.1 mostra as microestruturas dos dois aços estudados, recozidos entre as temperaturas de 720 e 760 °C e resfriadas em água. Analisando as amostras recozidas à temperatura de 720 °C, é possível observar uma microestrutura mista e complexa, ou seja, existe uma parte da ferrita que já está recristalizada e outra parte que ainda está em processo de recristalização, e além disso, foi observada a presença de pequenas ilhas de martensita e a cementita ainda não dissolvida (proveniente do material laminado a quente). Não foi detectada a presença de cementita para a temperatura de 740 °C, o que mostra que já estão dissolvidos nesta temperatura. As setas em verde da Figura 4.1 nas amostras austenitizadas a 720 °C indicam a presença de cementita não dissolvida.

Conforme comentado no parágrafo anterior, foi possível encontrar a presença de carbonetos de ferro ainda não dissolvidos nas amostras recozidas a 720 °C, apesar da temperatura de transformação (A_{c1}) calculada ser de 705 °C para o aço DP s/ Si e 713 °C para o DP c/ Si (equação 3.1). Isto é devido à alta taxa de aquecimento usada neste estudo, uma vez que desta forma, não houve tempo suficiente nesta temperatura para a dissolução completa dos carbonetos de ferro e a consequente solubilização do carbono na matriz. Este comportamento também foi encontrado por Chowdhury et al. (2008) e Mohanty et al. (2011), através do uso de diferentes taxas de aquecimento em aços bifásicos com composições químicas similares às deste estudo.

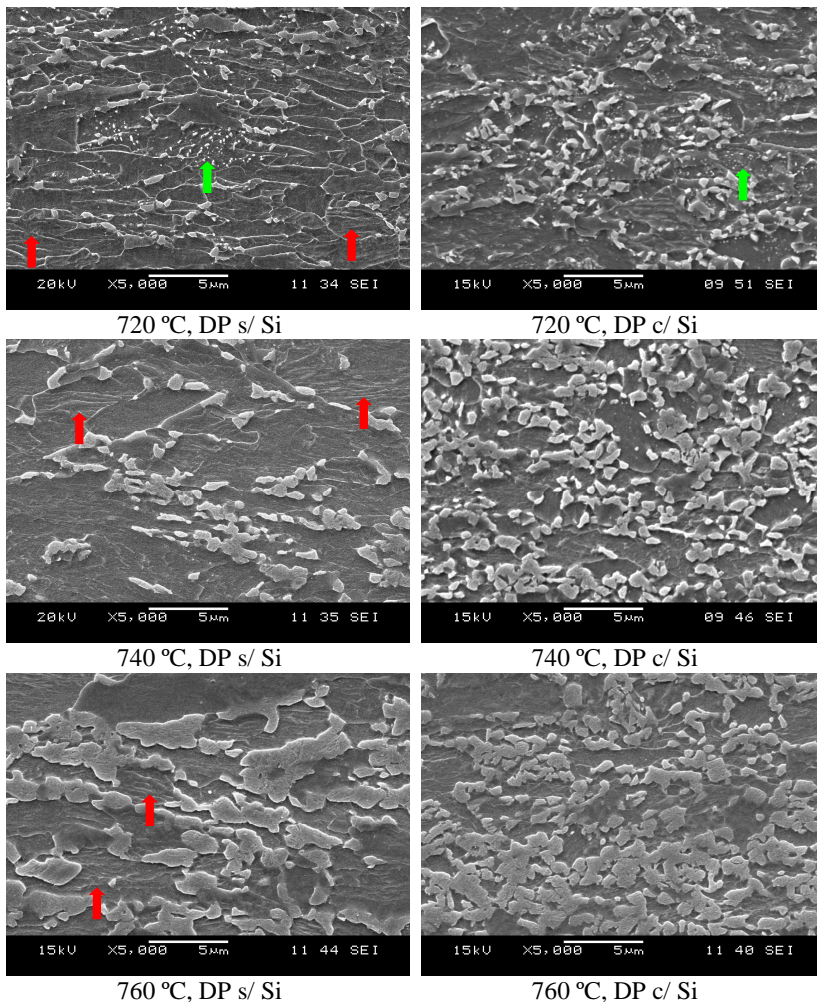


Figura 4.1: Microestruturas das amostras recozidas entre 720 e 760 °C, resfriadas em água. MEV, ataque nital 4%.

Na Figura 4.1, ainda é possível observar que a quantidade de ferrita não recristalizada diminuiu com o aumento da temperatura, e, além disso, a adição de silício acelera o processo de recristalização da ferrita. Nota-se especialmente nas microestruturas recozidas em 740 e 760 °C, que as amostras com silício apresentam a maior parte da ferrita já recristalizada enquanto que as amostras sem silício tem boa parte da

ferrita ainda não recristalizada. As setas em vermelho indicam a ferrita ainda não recristalizada no aço DP s/ Si.

A Figura 4.2 mostra em detalhe a microestrutura do aço DP s/ Si recozido a 760 °C, onde se observa a existência de vários grãos de ferrita ainda não recristalizados, juntamente com algumas ilhas de martensita e alguns grãos recristalizados.

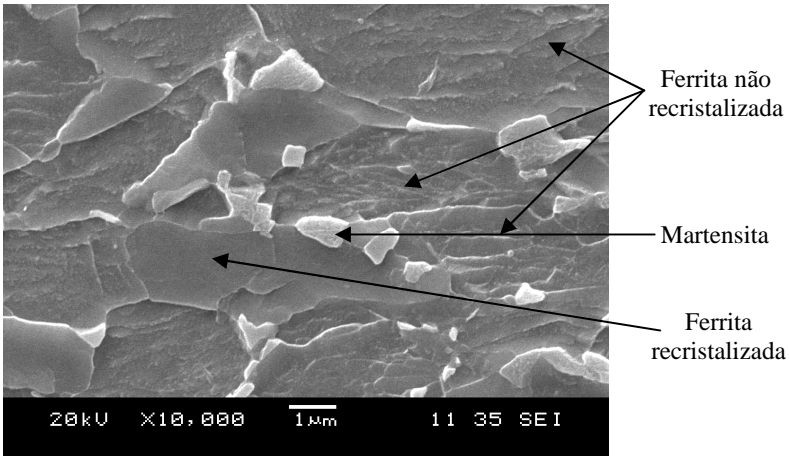


Figura 4.2: Detalhe da microestrutura do aço DP s/ Si recozido a 760 °C, resfriado com água. MEV, ataque nital 4%.

A aceleração da recristalização da ferrita no aço DP c/ Si pode ser associada com o efeito da microestrutura inicial. Conforme pode ser visto nas metalografias dos materiais laminados a quente (Figura 3.2) e laminados a frio (Figura 3.3), o aço DP c/ Si apresentou uma microestrutura mais refinada. Sabe-se que o processo de recristalização tem como força motriz a energia armazenada no material, e que grãos menores possuem uma maior área de contorno e conseqüentemente, uma maior energia superficial. Portanto, a maior energia superficial associada aos contornos de grãos do aço DP c/ Si vai gerar um maior potencial termodinâmico para a recristalização.

Conforme comentado, é possível observar na Figura 4.1 que as amostras austenitizadas entre as temperaturas de 720 e 760 °C já apresentaram uma quantidade significativa de martensita, juntamente com grãos recristalizados e não recristalizados de ferrita. Em vista disso, pode-se concluir que os processos de recristalização da ferrita e a formação da austenita ocorrem simultaneamente durante o recozimento

intercrítico, havendo uma sobreposição entre eles. É importante ressaltar que o processo de recristalização da ferrita se inicia antes da nucleação da austenita, conforme foi observado por Petrov et al. (2001), que encontraram os primeiros núcleos de recristalização a 670 °C em um aço com 0,11% de carbono e 1,53% de manganês.

Considerando que os processos de recristalização da ferrita e a formação da austenita ocorrem ao mesmo tempo durante o aquecimento, pode-se concluir através da Figura 4.1 que o silício altera a sobreposição entre estes processos. Como o silício acelera a recristalização, a formação da austenita no aço DP c/ Si ocorre quando a ferrita já está praticamente recristalizada, sendo que, para o aço DP s/ Si a austenita se forma enquanto que a ferrita ainda está recristalizando. Diante disso, a sobreposição entre os dois processos é menor para o aço DP c/ Si que para o aço DP s/ Si.

A diferença na porcentagem de ferrita recristalizada nos dois aços vai ter grande efeito na austenitização, uma vez que, a austenita nucleia tanto nas áreas ricas em carbono (interfaces contendo cementita e constituintes MA provenientes do material inicial), como também nos contornos de grãos de ferrita recristalizada. Desta forma, o aço DP c/ Si vai apresentar uma maior taxa de nucleação da austenita em função da maior parte da ferrita estar recristalizada, e por consequência, o aço DP c/ Si vai ter uma maior porcentagem de austenita formada.

A influência da taxa de nucleação da austenita na microestrutura final dos aços estudados pode ser observada nas amostras austenitizadas na temperatura de 760 °C da Figura 4.1. No aço DP c/ Si, a aceleração do processo de recristalização da ferrita facilitou a nucleação da austenita nos contornos de grãos, promovendo um crescimento simultâneo entre a austenita nucleada nas áreas ricas em carbono e aquela nucleada nos contornos, formando uma microestrutura mais fina e homogênea. Para o aço DP s/ Si, a grande quantidade de ferrita não recristalizada reduziu a nucleação da austenita nos contornos de grãos, havendo a predominância da nucleação e posterior crescimento do núcleo da austenita ao longo da direção de laminação (região onde estão localizadas as áreas ricas em carbono), formando então uma microestrutura final mais grosseira e alongada. Este comportamento também foi encontrado por outros autores como Mohanty et al. (2011).

4.1.2 Transformação da Austenita após o Resfriamento em Água

Considerando o resfriamento em água, toda a austenita formada durante o recozimento intercrítico vai se transformar em martensita, devido a alta velocidade de resfriamento. Desta forma, com exceção das amostras recozidas na temperatura de 720 °C, todas as microestruturas avaliadas após o resfriamento em água vão apresentar somente ferrita e martensita, sendo que o % de martensita pode ser interpretado como o % de austenita obtido em cada temperatura.

A Tabela 4.1 e a Figura 4.3 mostram a variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água. Cada valor apresentado corresponde à média de três medidas realizadas.

Tabela 4.1: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água.

Aço	Temperatura (°C)							
	720	740	760	780	800	820	840	860
DP s/ Si	4,6	20,9	38,6	56,5	79,7	96,5	100,0	100,0
DP c/ Si	7,9	30,0	45,1	66,1	92,9	97,7	100,0	100,0

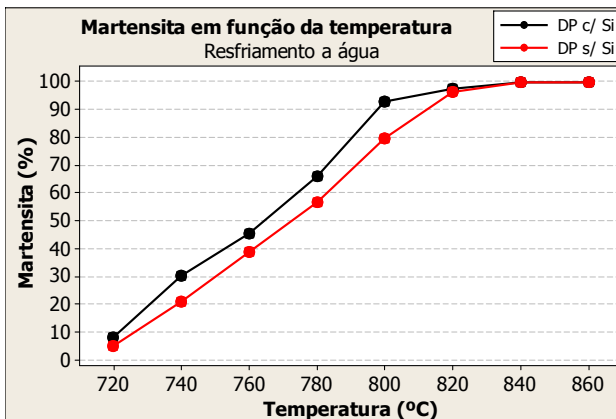


Figura 4.3: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água.

Conforme pode ser visto na Figura 4.3, é nítida a maior porcentagem em volume de martensita para o aço com adição de silício até a temperatura de 820 °C, onde a partir deste ponto, tem-se 100% de austenita, e por consequência, 100% de martensita para ambos os aços.

A maior porcentagem em volume de martensita encontrado para o aço DP c/ Si pode ser atribuído a cinética de austenitização. Conforme mostrado anteriormente, o aço DP c/ Si apresentou uma maior taxa de nucleação da austenita, uma vez que esta nucleou nas áreas ricas em carbono e também nos contornos de grãos recristalizados. A maior taxa de nucleação gerou uma maior densidade de núcleos de austenita no aço DP c/ Si seguido de um crescimento homogêneo ao longo da matriz, gerando desta forma um maior percentual de volume de austenita. Como toda austenita se transforma em martensita no resfriamento em água, o aço DP c/ Si apresentou um maior percentual de volume de martensita na microestrutura final.

Ainda de acordo com a Figura 4.3, é possível observar que a porcentagem em volume de martensita aumenta para os dois aços à medida que se eleva a temperatura intercrítica. Isto pode ser explicado através do percentual de austenita na região bifásica $\alpha+\gamma$, já que ocorre um aumento de austenita com o aumento da temperatura intercrítica até o máximo de 100% quando se atinge a temperatura A_{c3} . Este resultado também foi encontrado por vários autores como Shen e Priestner (1990), Chowdhury et al. (2008) e Nouri et al. (2010).

Conforme comentado no item 3.3, os percentuais em volume de martensita encontrados nas microestruturas das amostras foram calculados manualmente através do método de contagem de área. A fim de ter resultados comparativos, o percentual de austenita (martensita no resfriamento em água) também foi calculado usando o software Thermo-Calc, considerando as condições de equilíbrio. A Figura 4.4 mostra o percentual de martensita em função da temperatura, calculados manualmente e pelo software, para o aço DP s/ Si.

Embora tenha sido encontrada uma maior diferença na temperatura de 720 °C, houve uma boa concordância entre os resultados calculados pelo software Thermo-Calc e aqueles encontrados no laboratório. Esta diferença encontrada está associada com a microestrutura não característica dos aços bifásicos que foi formada em 720 °C, uma vez que o software considerou as fases em condições de equilíbrio (apenas ferrita e austenita), mas a microestrutura final obtida nesta temperatura também apresentou outros constituintes como a cementita não dissolvida.

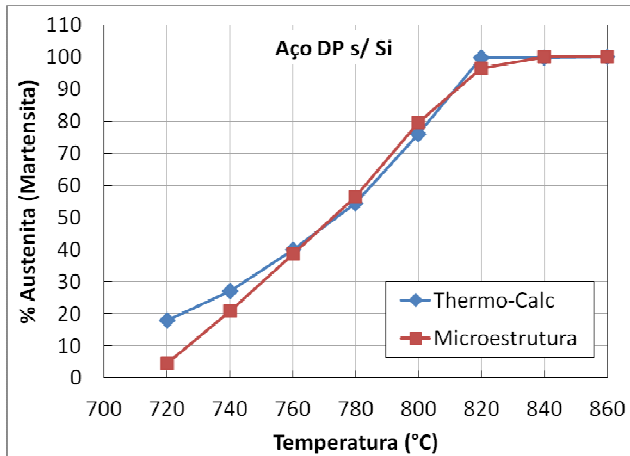
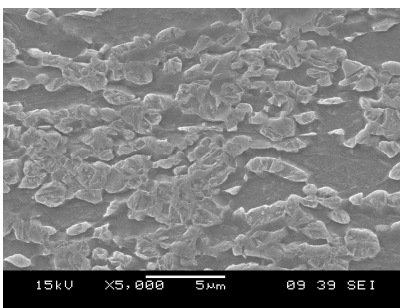
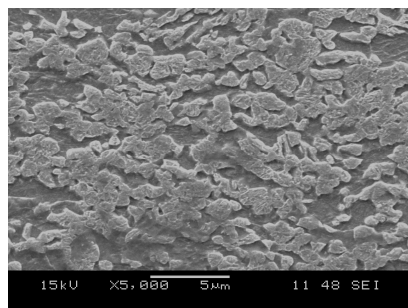


Figura 4.4: Percentual de volume da martensita em função da temperatura, calculados através da microestrutura e pelo software Thermo-Calc.

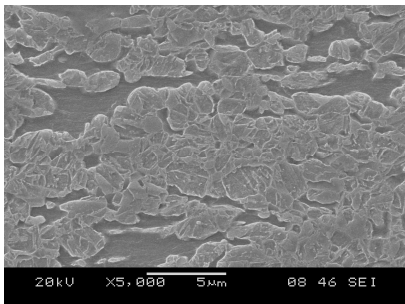
A Figura 4.5 mostra as microestruturas dos dois aços estudados, recozidos entre as temperaturas de 780 e 860 °C, resfriadas com água, onde se observa a maior fração volumétrica de martensita no aço DP c/ Si, além de uma microestrutura mais refinada e homogênea quando comparada com o aço DP s/ Si.



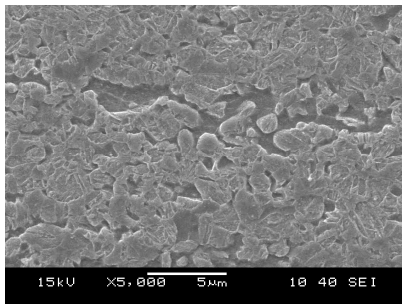
780 °C, DP s/ Si



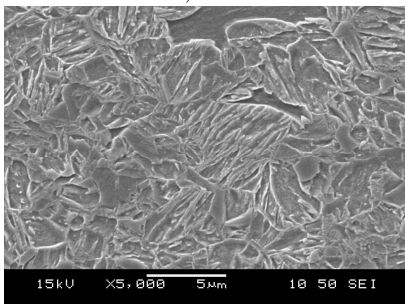
780 °C, DP c/ Si



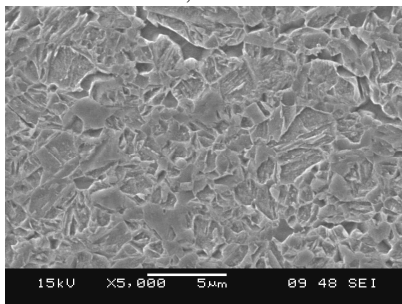
800 °C, DP s/ Si



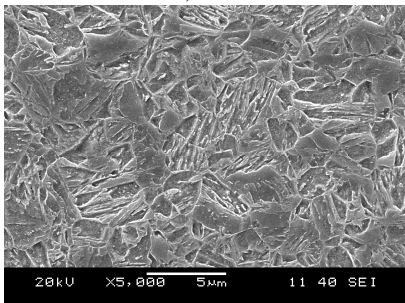
800 °C, DP c/ Si



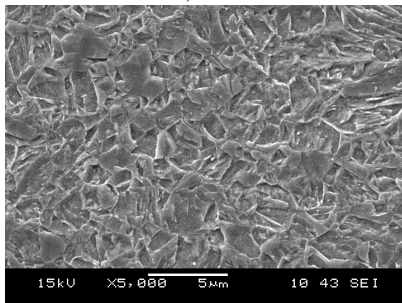
820 °C, DP s/ Si



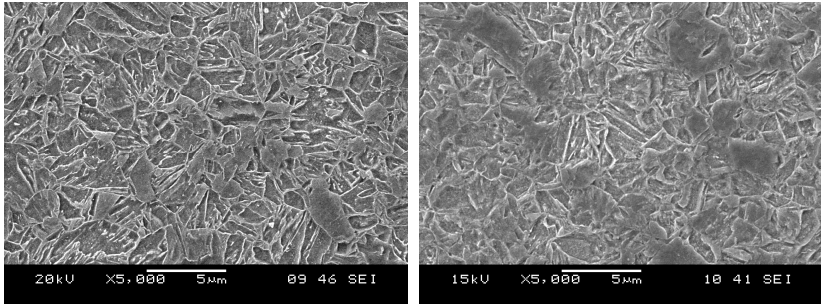
820 °C, DP c/ Si



840 °C, DP s/ Si



840 °C, DP c/ Si



860 °C, DP s/ Si

860 °C, DP c/ Si

Figura 4.5: Microestruturas das amostras recozidas entre 780 e 860 °C, resfriadas em água. MEV, ataque nital 4%.

Além da fração volumétrica de martensita obtida no resfriamento que aumenta com a temperatura, a sua morfologia também é modificada. Isto ocorre porque com a alteração da temperatura de recozimento intercrítico, altera-se também o teor de carbono da austenita formada, e considerando o resfriamento em água, todo carbono que está presente na austenita vai estar presente na martensita final. Portanto, a martensita formada pode estar mais rica ou mais pobre de carbono, sendo que esta quantidade de carbono influencia na morfologia desta fase. Vários autores estudaram a variação da morfologia da martensita com o teor de carbono da mesma. De acordo com Krauss (1999), um teor de carbono abaixo de 0,6% vai produzir martensita em ripas e teores de carbono acima de 1,0% produzirá martensita com uma morfologia de placas. Teores entre 0,6 e 1,0% tendem a formar uma martensita com morfologia mista, embora uma mistura de morfologia de martensita também tenha sido encontrada em ligas Fe-C com 0,3%C (SPEICH e LESLIE, 1972).

Conforme visto anteriormente, o teor de carbono da martensita do aço bifásico é determinado pela temperatura de recozimento intercrítico, sendo que quanto maior a temperatura na região $\alpha+\gamma$, menor é o carbono desta fase. O efeito do carbono na morfologia da martensita pode ser observado na Figura 4.6, comparando as amostras recozidas nas temperaturas de 780 e 860 °C, resfriadas em água. Observa-se que a amostra recozida à temperatura de 780 °C apresentou uma martensita mista com o predomínio de placas, por apresentar teor de carbono mais alto. A amostra recozida na temperatura de 860 °C apresentou uma martensita com morfologia predominantemente de ripas, devido ao seu teor de carbono mais baixo.

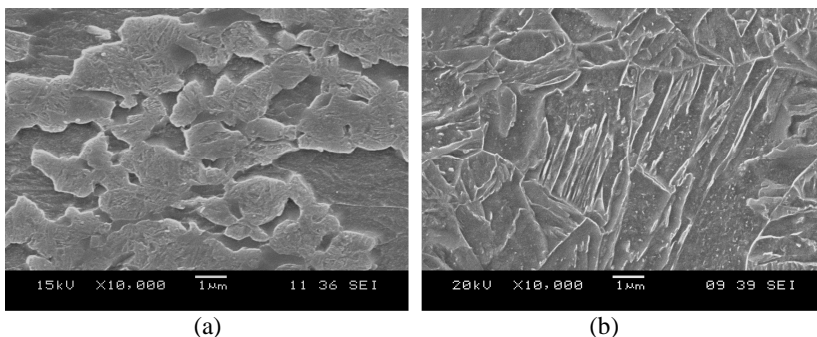
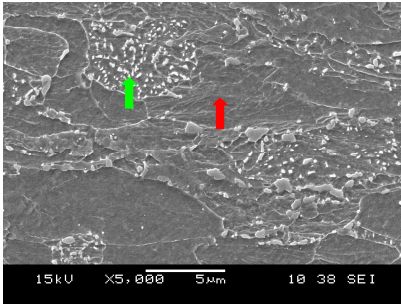


Figura 4.6: Martensitas com diferentes morfologias, apresentando a predominância de placas (a: 780 °C) e ripas (b: 860 °C).

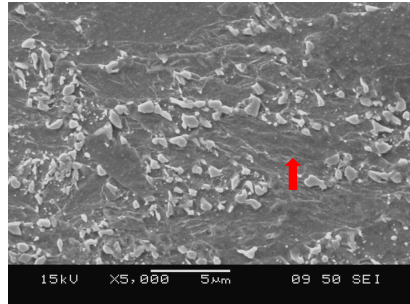
4.1.3 Transformação da Austenita após o Resfriamento ao Ar

Durante o resfriamento ao ar, as taxas de resfriamento obtidas são bem menores que aquelas quando resfriadas em água, e desta forma, parte da austenita formada durante o recozimento irá se transformar em martensita e a outra parte poderá se transformar em ferrita e/ou bainita. A Figura 4.7 mostra as microestruturas dos dois aços estudados, recozidos entre as temperaturas de 720 e 860 °C, resfriadas ao ar.

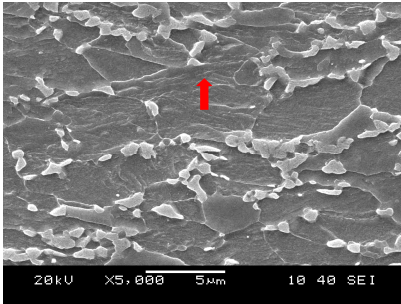
As amostras recozidas à temperatura de 720 °C e resfriadas ao ar, também apresentaram uma microestrutura mista (assim como as amostras resfriadas com água), composta de ferrita não recristalizada, ferrita recristalizada, ilhas de martensita e cementita não dissolvida. Nas amostras aquecidas a 740 °C, não se observa a presença de carbonetos não dissolvidos, entretanto, a ferrita não recristalizada ainda é observada especialmente no aço DP s/ Si, o que indica, como observado anteriormente, que o silício acelera a recristalização da ferrita. As setas em verde e vermelho na Figura 4.7 indicam a presença de cementita não dissolvida e ferrita não recristalizada, respectivamente.



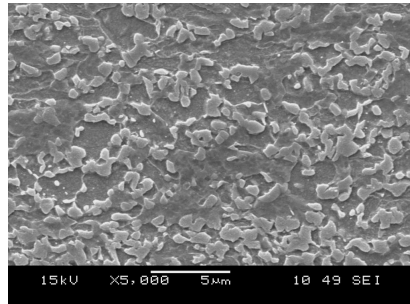
720 °C, DP s/ Si



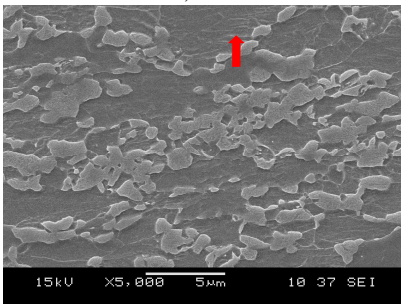
720 °C, DP c/ Si



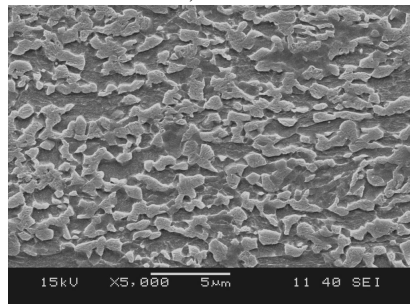
740 °C, DP s/ Si



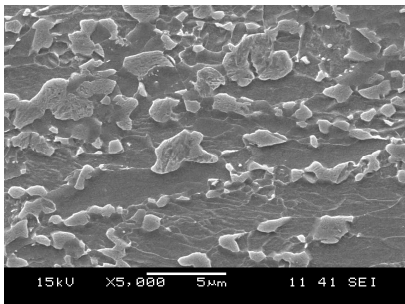
740 °C, DP c/ Si



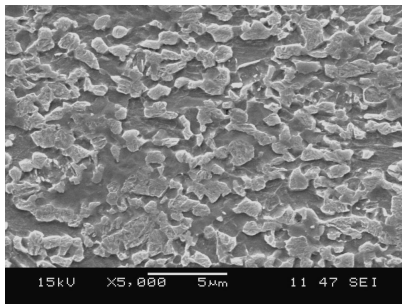
760 °C, DP s/ Si



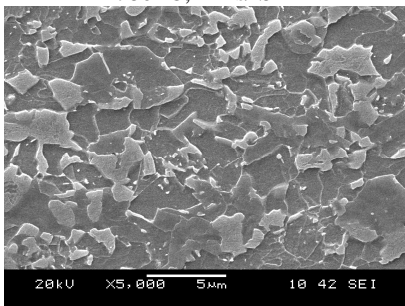
760 °C, DP c/ Si



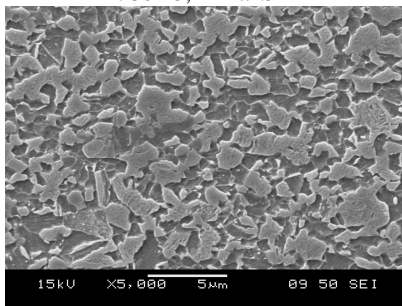
780 °C, DP s/ Si



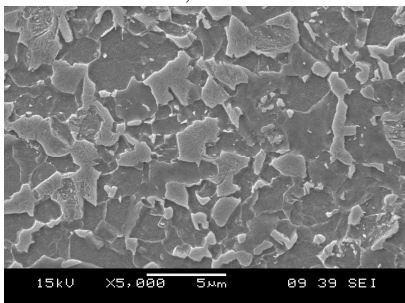
780 °C, DP c/ Si



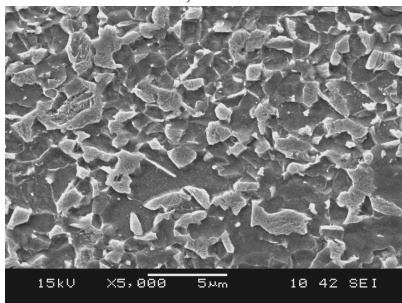
800 °C, DP s/ Si



800 °C, DP c/ Si



820 °C, DP s/ Si



820 °C, DP c/ Si

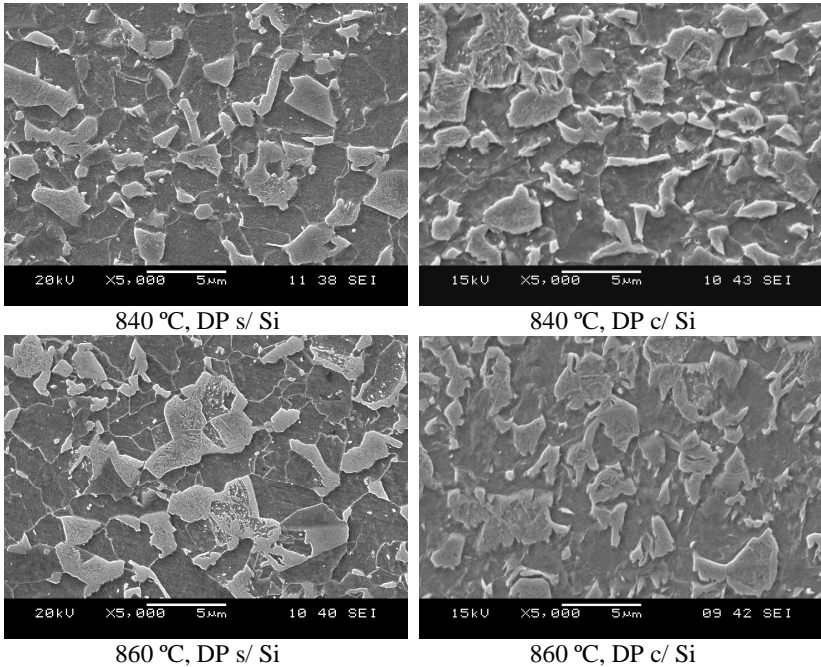


Figura 4.7: Microestruturas das amostras recozidas entre 720 e 860 °C, resfriadas ao ar. MEV, ataque nital 4%.

A Tabela 4.2 e a Figura 4.8 mostram a variação da porcentagem de martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas ao ar. Como pode ser visto também nas microestruturas da Figura 4.7, o aço com adição de silício apresenta uma maior quantidade de martensita, em todas as temperaturas estudadas.

Tabela 4.2: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas ao ar.

Aço	Temperatura (°C)							
	720	740	760	780	800	820	840	860
DP s/ Si	2,2	19,2	33,2	28,3	23,1	22,2	21,1	22,0
DP c/ Si	4,9	29,9	39,8	40,5	39,4	36,9	32,6	31,3

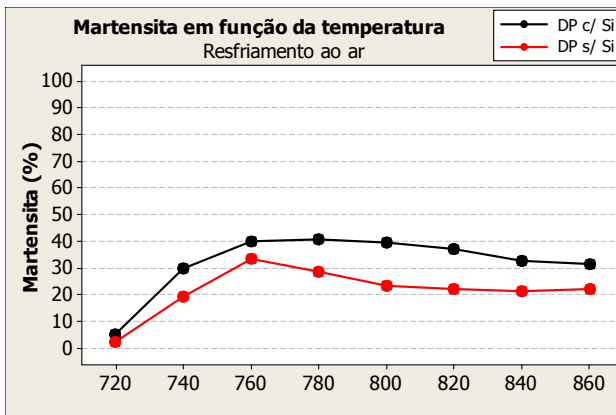


Figura 4.8: Variação do percentual de volume da martensita com a temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.

A maior quantidade de martensita encontrada no aço DP c/ Si está relacionada ao processo de austenitização e à temperabilidade da austenita. Conforme comentado anteriormente, o aço DP c/ Si gerou uma maior fração volumétrica de austenita durante o recozimento intercrítico, em função do processo de nucleação que é facilitado quando comparado ao aço DP s/ Si. Além de ter uma maior fração anterior ao resfriamento, a austenita formada no aço DP c/ Si também é mais refinada e homogênea, fazendo com que se tenha uma melhor distribuição do teor de carbono nesta fase. Desta forma, toda a austenita foi enriquecida de carbono aumentando assim a sua temperabilidade, e gerando uma maior quantidade de martensita no aço DP c/ Si, mesmo durante o resfriamento ao ar.

De forma oposta, o aço DP s/ Si apresentou uma nucleação heterogênea, formando uma austenita mais grosseira e alongada. Deste modo, houve um enriquecimento desigual do carbono na austenita fazendo com que se tenham algumas áreas menos enriquecidas, diminuindo então a temperabilidade nestas regiões. Portanto, a austenita de baixa temperabilidade vai se transformar em outros constituintes (ferrita e/ou bainita) durante o resfriamento ao ar, em vez de se transformar em martensita.

A maior quantidade de martensita encontrada no aço DP c/ Si também pode ser explicada pelo estudo de Erdogan (2003), que avaliou a transformação da austenita em martensita a partir de microestruturas iniciais diferentes em um aço C-Mn. De acordo com o autor, uma microestrutura inicial mais refinada promove maior quantidade de

martensita que uma microestrutura grosseira, especialmente para baixas taxas de resfriamento. Isto acontece porque partículas pequenas de austenita se enriquecem de carbono mais rapidamente que partículas grosseiras, dando mais temperabilidade para esta fase.

A Figura 4.8 também mostra um aumento acentuado da quantidade de martensita até a temperatura de 760 °C, seguido de uma leve queda a partir desta temperatura, para os dois aços estudados. Isto é devido a elevada temperabilidade da austenita a baixas temperaturas (DAVIES, 1978), uma vez que a austenita está enriquecida de carbono fazendo com que praticamente toda ela se transforme em martensita. A partir de 760 °C, a temperabilidade da austenita começa a reduzir (teor de carbono diminui), fazendo com que uma parte desta fase se decomponha em ferrita e/ou bainita.

A austenita formada durante o recozimento intercrítico a baixas temperaturas (< 760 °C) está tão rica de carbono, que o efeito da taxa de resfriamento é reduzido em função da alta temperabilidade. Conforme pode ser visto nas Figuras 4.9 e 4.10, os percentuais obtidos de martensita entre as temperaturas de 720 e 760 °C são similares para o resfriamento em água e ao ar, para os dois aços estudados. A partir de 780 °C, a diferença entre a martensita obtida no resfriamento em água e aquela obtida no resfriamento ao ar aumenta, já que há uma diminuição na temperabilidade desta fase a partir desta temperatura, evidenciando então o efeito do resfriamento utilizado. Este resultado tem grande importância no ambiente industrial, pois contribui para encontrar a melhor relação entre a temperatura de encharque e a taxa de resfriamento a serem praticadas nas linhas de produção.

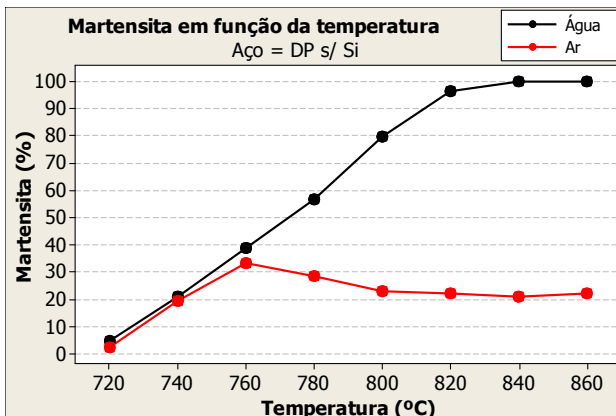


Figura 4.9: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água e ao ar (aço DP s/ Si).

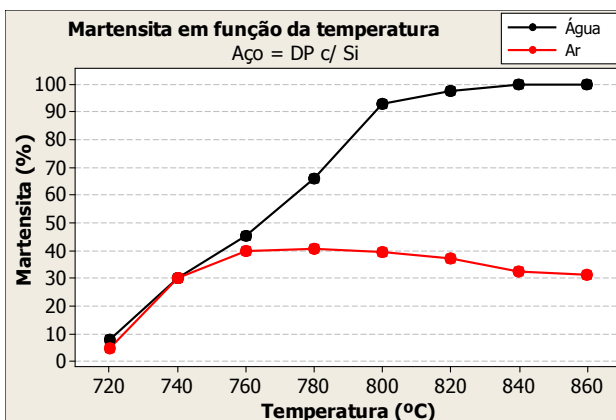


Figura 4.10: Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água e ao ar (aço DP c/ Si).

A diferença entre a fração volumétrica de martensita obtida no resfriamento em água e aquela obtida no resfriamento ao ar, corresponde às frações volumétricas de nova ferrita e bainita, embora ainda seja possível ter-se uma pequena parcela de austenita retida nos aços bifásicos (SHEN e PRIESTNER, 1990; ERDOGAN, 2003). A Tabela 4.3 mostra a variação do percentual em volume da bainita e nova ferrita com a temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar. Conforme comentado anteriormente, a fração de bainita foi

calculada através do método de contagem de área. Com relação à fração da nova ferrita, esta foi dada como sendo a diferença entre a austenita (martensita após resfriamento em água) e a ferrita prévia, martensita e bainita (encontrada no resfriamento ao ar).

Tabela 4.3: Variação do percentual em volume da bainita e nova ferrita com a temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.

Aço	Fase	Temperatura (°C)							
		720	740	760	780	800	820	840	860
DP s/ Si	Bainita	0	0	0	0	0,2	0,5	1,1	1,9
	Nova Ferrita	2	2	5	28	56	74	78	76
DP c/ Si	Bainita	0	0	0	0	0,2	0,2	0,5	0,5
	Nova Ferrita	3	1	5	26	53	61	67	68

As Figuras 4.11 e 4.12 mostram a variação da porcentagem de bainita e nova ferrita em função das temperaturas de austenitização utilizadas para os dois aços. Conforme comentado anteriormente, há um aumento da fração volumétrica de austenita a partir da elevação da temperatura de recozimento, e conseqüentemente, há uma diminuição do teor médio de carbono desta fase, diminuindo assim a sua temperabilidade. Esta baixa temperabilidade facilita a formação de outras fases além da martensita, como por exemplo, a formação da bainita a partir de 800 °C e um incremento na formação da nova ferrita. Mohanty et al. (2011) encontrou resultados similares ao variar a temperatura de austenitização em um aço baixo carbono.

Observando ainda as Figuras 4.11 e 4.12, percebe-se o efeito da maior temperabilidade do aço DP c/ Si sobre o aço DP s/ Si, para altas temperaturas (800 °C). A partir desta temperatura, o aço sem adição de silício apresenta uma maior fração volumétrica de bainita e nova ferrita, o que caracteriza novamente o efeito de uma austenita não homogênea com regiões de baixa temperabilidade para este aço.

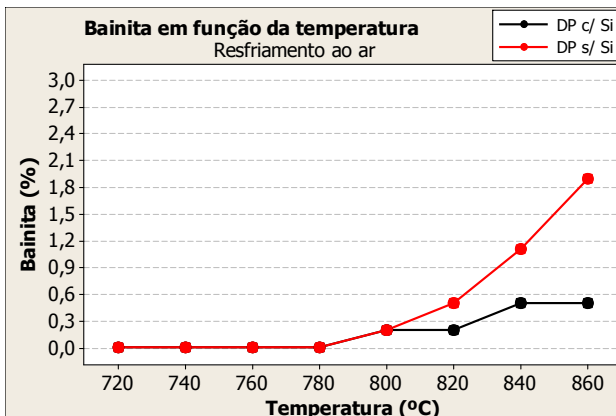


Figura 4.11: Variação do percentual de bainita em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.

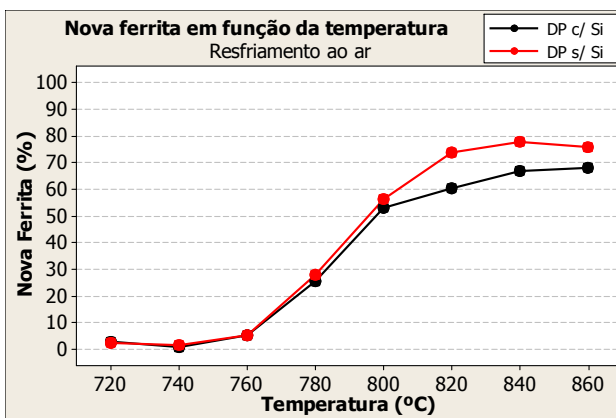


Figura 4.12: Variação do percentual de nova ferrita em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.

A Figura 4.13 mostra em detalhe a microestrutura do aço DP s/ Si recozida a 860 °C, que apresentou a maior quantidade de bainita em função da baixa temperabilidade da austenita.

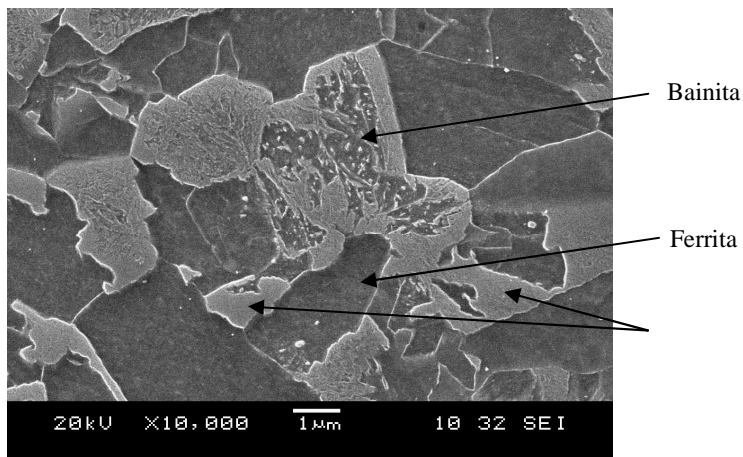


Figura 4.13: Detalhe da microestrutura do aço DP s/ Si recozido a 860 °C, resfriado ao ar. MEV, ataque nital 4%.

4.2 AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

As Tabelas 4.4 e 4.5 mostram os resultados de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), razão elástica (LE/LR), alongamento total (ALO) e coeficiente de encruamento (valor n) obtidos nas amostras após o tratamento térmico, quando resfriadas ao ar e em água.

Tabela 4.4: Resultados de tração à temperatura ambiente após o tratamento térmico e resfriamento em água.

Aço	Temperatura (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	ALO (%)	Valor n
DP s/ Si	720	937	965	0,97	10	0,102
	740	829	1076	0,77	8	0,133
	760	810	1130	0,72	7	0,160
	780	878	1170	0,75	5	0,161
	800	957	1210	0,79	4	0,146
	820	1074	1299	0,83	5	0,116
	840	1091	1314	0,83	4	0,115
	860	1078	1307	0,82	5	0,120
DP c/ Si	720	749	915	0,82	13	0,117
	740	747	1083	0,69	9	0,166
	760	798	1152	0,69	7	0,174
	780	856	1193	0,72	6	0,176
	800	981	1262	0,78	7	0,143
	820	1089	1288	0,85	7	0,103
	840	1103	1341	0,82	6	0,120
	860	1124	1320	0,85	7	0,111

Tabela 4.5: Resultados de tração à temperatura ambiente após o tratamento térmico e resfriamento ao ar.

Aço	Temperatura (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	ALO (%)	Valor n
DP s/ Si	720	911	942	0,97	9	0,088
	740	773	1052	0,73	7	0,154
	760	769	1084	0,71	8	0,164
	780	709	1032	0,69	9	0,169
	800	627	937	0,67	11	0,176
	820	544	858	0,63	17	0,186
	840	557	846	0,66	15	0,173
	860	568	856	0,66	15	0,172
DP c/ Si	720	734	910	0,81	12	0,133
	740	683	1047	0,65	10	0,186
	760	737	1111	0,66	8	0,193
	780	768	1114	0,69	8	0,178
	800	695	1045	0,67	8	0,181
	820	605	960	0,63	14	0,186
	840	610	929	0,66	14	0,179
	860	619	922	0,67	13	0,171

4.2.1 Limite de Escoamento (LE)

A Figura 4.14 mostra a variação do limite de escoamento em função da temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água. Observa-se que entre as temperaturas de 720 e 780 °C, o aço DP s/ Si apresenta maior valor de LE que o aço DP c/ Si (principalmente para as temperaturas < 760 °C), o que pode ser explicado pelos diferentes níveis de ferrita recristalizada nos dois aços.

Conforme visto anteriormente, o aço DP s/ Si apresentou uma grande quantidade de ferrita não recristalizada nas menores

temperaturas ($< 760\text{ }^{\circ}\text{C}$). Como a ferrita não recristalizada (altamente encruada) tem grande efeito no limite de escoamento, o aço DP s/ Si apresentou valores mais elevados de LE nas temperaturas mais baixas. Este fato mostra que até a temperatura de $760\text{ }^{\circ}\text{C}$, o limite de escoamento foi controlado tanto pela fração de ferrita não recristalizada como também pela fração de martensita.

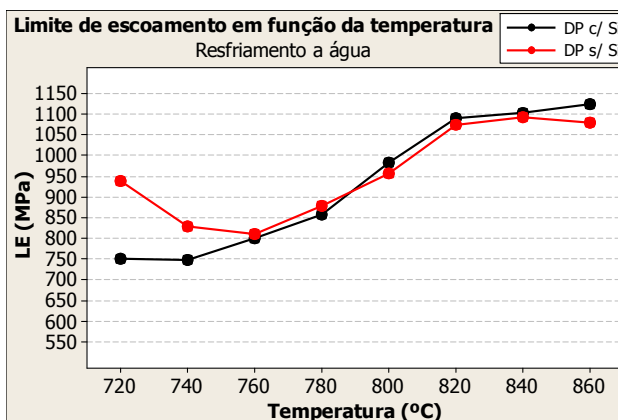


Figura 4.14: Variação do limite de escoamento em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água.

O declínio apresentado na curva de LE do aço DP s/ Si na Figura 4.14 para menores temperaturas de austenitização, indica um “amaciamento do aço” em função da ferrita que está se recristalizando. A partir do momento em que esta fase está quase que totalmente recristalizada, o LE passa a ser afetado somente pela martensita, sendo proporcional a esta segunda fase. Desta forma, pode-se inferir que a ferrita recristalizou em temperaturas próximas de $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ no aço DP c/ Si e $760\text{ }^{\circ}\text{C}$ no aço DP s/ Si, o que é coerente com as microestruturas apresentadas na Figura 4.1.

A partir de $760\text{ }^{\circ}\text{C}$, os dois aços apresentaram um aumento no LE até estabilizarem em $820\text{ }^{\circ}\text{C}$, o que está de acordo com a curva de evolução da porcentagem de martensita após o resfriamento em água, mostrando mais uma vez que o LE é controlado pela segunda fase nesta faixa de temperatura.

A Figura 4.15 mostra a variação do limite de escoamento em função da temperatura de austenitização para as amostras resfriadas ao ar.

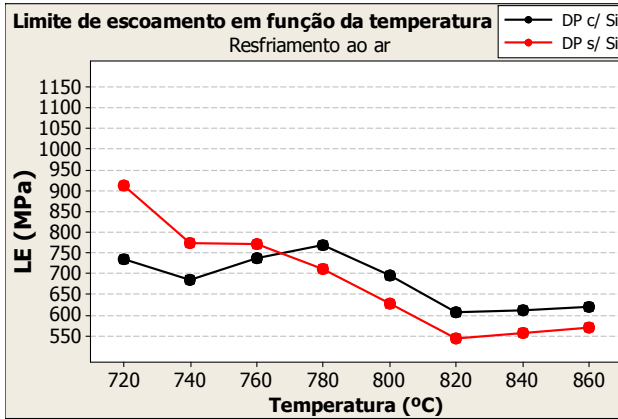


Figura 4.15: Variação do limite de escoamento em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.

Assim como nas amostras resfriadas em água, observa-se o efeito da ferrita ainda em processo de recristalização no aço DP s/ Si. O comportamento das curvas de LE entre as temperaturas de 720 e 760 °C é semelhante para os dois meios de resfriamento, ou seja, o aço DP s/ Si apresentou maior valor de LE que o aço DP c/ Si, chegando a uma diferença de quase 200 MPa entre eles. A diferença diminuiu até a temperatura de 760 °C (temperatura na qual quase toda a ferrita já está recristalizada).

Entre as temperaturas de 760 e 780 °C houve uma mudança nas curvas de LE dos dois aços estudados. A partir desta faixa de temperatura, o aço com silício apresentou um valor de LE superior (aproximadamente 50 MPa) ao do aço sem silício, o que está relacionado com as frações de martensita destes dois aços. Conforme já comentado, a partir de 760 °C o LE é controlado principalmente pela fração volumétrica de martensita já que toda a ferrita já recristalizou, e como pode ser visto na Figura 4.8, o aço DP c/ Si apresentou maior fração de martensita nesta faixa de temperatura, o que é coerente com os valores de LE encontrados neste material.

4.2.2 Limite de Resistência (LR)

A Figura 4.16 mostra a variação do limite de resistência em função da temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água.

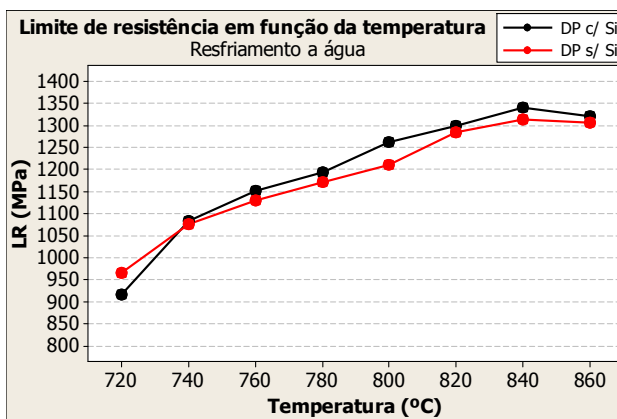


Figura 4.16: Variação do limite de resistência em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água.

Com exceção da temperatura de 720 °C, os valores de LR do aço DP c/ Si são sempre superiores ao DP s/ Si, o que está diretamente associado com a variação da fração volumétrica de martensita, já que o aço DP c/ Si apresentou em média, 10% a mais de martensita após o resfriamento em água.

Para a temperatura de 720 °C, o aço DP c/ Si apresentou LR inferior ao DP s/ Si, devido a aceleração da recristalização da ferrita ocasionada pelo silício. Como nesta faixa de temperatura as propriedades mecânicas são determinadas pela ferrita não recristalizada e pela porcentagem de martensita, tem-se um incremento no valor de LR do aço DP s/ Si já que a maior parte da sua ferrita ainda está em processo de recristalização.

A Figura 4.16 mostra um aumento do LR à medida que se eleva a temperatura intercrítica, o que é coerente já que esta propriedade é dependente da fração volumétrica de martensita encontrada no aço, e a curva desta fase também tem este comportamento. Vários autores (LANZILLOTTO e PICKERING, 1982; IWAMA et al., 2004) também encontraram esta mesma relação em aços bifásicos C-Mn.

A Figura 4.17 mostra a variação do limite de resistência em função da temperatura de austenitização para as amostras resfriadas ao ar.

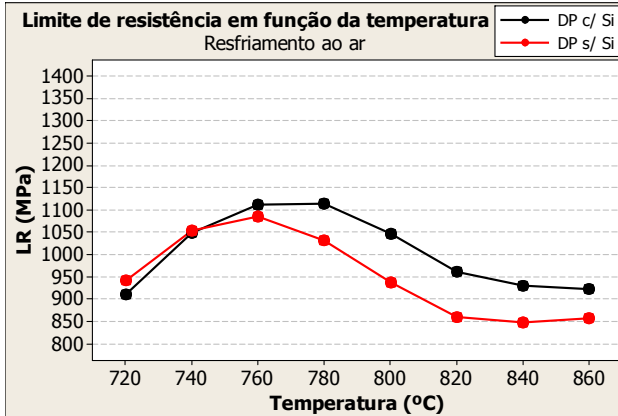


Figura 4.17: Variação do limite de resistência em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.

Da mesma forma que na Figura 4.16, observa-se que os valores de LR do aço DP c/ Si são superiores ao DP s/ Si (com exceção da temperatura de 720 °C), entretanto, a diferença do valor de LR entre os dois aços é bem maior para o resfriamento ao ar (em torno de 100 MPa para maiores temperaturas). Esta maior diferença ocorre não somente em função da maior quantidade de martensita existente no aço DP c/ Si, mas também devido às características dos demais constituintes existentes na microestrutura (ferrita prévia, nova ferrita e bainita) e suas propriedades mecânicas.

O comportamento da curva do LR para o resfriamento ao ar tem uma queda acentuada entre as temperaturas de 780 e 840 °C para os dois aços estudados, embora, não tenha sido evidenciada uma diferença significativa na quantidade de martensita encontrada em cada aço, nesta faixa de temperatura. No entanto, a queda do valor de LR não está associada somente à fração de martensita, mas devem-se considerar também as frações dos demais constituintes.

Como pode ser visto na Tabela 4.6 e na Figura 4.18, houve comportamentos diferentes para as frações de ferrita prévia e nova ferrita à medida que a temperatura aumenta, ou seja, ocorreu um aumento do percentual de nova ferrita formada a partir do aumento da temperatura de austenitização, enquanto que o percentual de ferrita

prévia diminuiu (para os dois aços estudados). A partir de 840 °C, não houve mais a presença da ferrita prévia, uma vez que nesta temperatura, já ocorreu a austenitização completa.

Diante desse fato, a queda acentuada no valor de LR entre as temperaturas de 780 e 840 °C é devida a leve redução na porcentagem em volume da martensita, juntamente com o aumento da fração volumétrica da nova ferrita.

De acordo com Huppi et al. (1980), a ferrita prévia exibe uma baixa ductilidade e uma alta resistência mecânica quando comparada com a nova ferrita, devido às suas diferentes características microestruturais. Segundo os autores, a ferrita prévia é mais resistente porque esta apresenta em sua estrutura alguns precipitados formados durante o recozimento intercrítico (principalmente para os aços com adição de elementos de liga), e a nova ferrita está livre destes precipitados/carbonetos. Outra justificativa é que a nova ferrita está praticamente livre da presença de elementos endurecedores, uma vez que esta é gerada a partir de uma austenita formada em altas temperaturas, onde estes elementos já foram particionados.

A Tabela 4.6 e a Figura 4.18 mostram um resumo das porcentagens em volume de cada constituinte encontrado nas amostras austenitizadas entre as temperaturas de 780 e 840 °C e resfriadas ao ar.

Tabela 4.6: Percentagens em volume dos constituintes das amostras resfriadas ao ar, para as temperaturas de austenitização entre 780 e 820 °C.

Aço	Fase	Temperatura (°C)			
		780	800	820	840
DP s/ Si	Bainita	0	0,2	0,5	1,1
	Nova Ferrita	28	56	74	78
	Ferrita Prévia	43,7	20,7	3,3	0
	Martensita	28,3	23,1	22,2	21,1
DP c/ Si	LR (MPa)	1032	937	858	846
	Bainita	0	0,2	0,2	0,5
	Nova Ferrita	26	53	61	67
	Ferrita Prévia	33,5	7,4	1,9	0
DP c/ Si	Martensita	40,5	39,4	36,9	32,6
	LR (MPa)	1114	1045	960	929

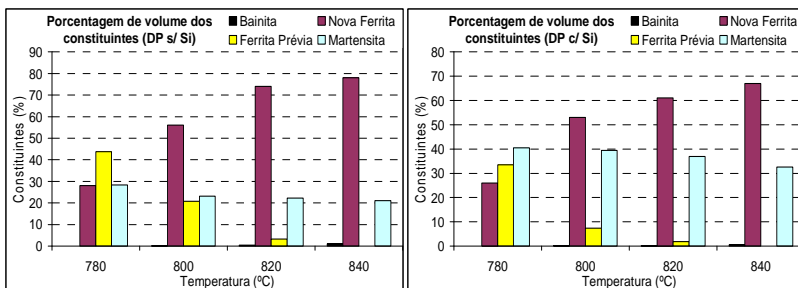


Figura 4.18: Distribuição das percentagens em volume dos constituintes para as amostras resfriadas ao ar, para as temperaturas de 780 a 820 °C.

É importante ressaltar que a redução acentuada no valor de LR entre as temperaturas de 780 e 840 °C também está associada com a formação de um grão ferrítico mais grosseiro e ilhas maiores de martensita, conforme pode ser observado nas microestruturas da Figura 4.7. Avaliações realizadas nas microestruturas apresentaram um tamanho de grão médio de 2,3 μm para a amostra recozida na temperatura de 780 °C e 3,9 μm para a amostra recozida na temperatura de 840 °C, o que também justifica a redução do LR em altas

temperaturas, uma vez que quanto maior o tamanho de grão menor é a resistência do aço.

A relação entre a porcentagem em volume da martensita e o limite de resistência dos dois aços foi analisada através de uma análise por regressão linear simples. Conforme pode ser visto na Figura 4.19, obteve-se um alto coeficiente de determinação R^2 para as amostras resfriadas em água ($R^2 = 95,0\%$), mostrando que houve uma correlação muito forte entre a porcentagem de martensita e o LR para este meio de resfriamento. Para as amostras resfriadas ao ar, a correlação foi mais fraca ($R^2 = 29,8\%$), o que evidencia que neste meio de resfriamento os demais constituintes que compõem a microestrutura (ferrita prévia, nova ferrita e bainita) também afetaram o LR, conforme mostrado anteriormente.

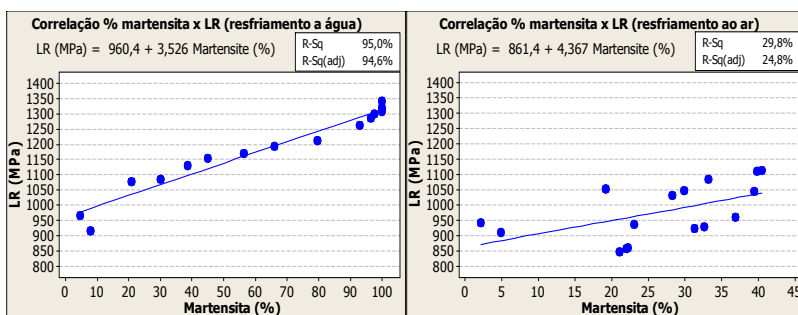


Figura 4.19: Correlação entre o limite de resistência e a porcentagem de martensita para os dois meios de resfriamento.

4.2.3 Demais Propriedades Mecânicas

A Figura 4.20 mostra o comportamento da razão elástica (LE/LR) em função da temperatura de austenitização para os dois aços estudados, considerando os dois meios de resfriamento. Nota-se que nas menores temperaturas de austenitização ($\leq 760 \text{ }^\circ\text{C}$) onde ainda não se tem uma microestrutura característica dos aços bifásicos em função da presença de cementita ainda não dissolvida e/ou ferrita não recristalizada, a razão LE/LR é muito elevada, inviabilizando uma possível aplicação do material na indústria automotiva. À medida que a temperatura aumenta e o aço adquire as características microestruturais de um aço bifásico (ferrita prévia + nova ferrita + martensita), tanto o

aços DP s/ Si como o DP c/ Si passam a apresentar uma razão elástica dentro dos limites estabelecidos pelas normas automotivas para estes aços ($LE/LR < 0,75$), para as amostras resfriadas ao ar.

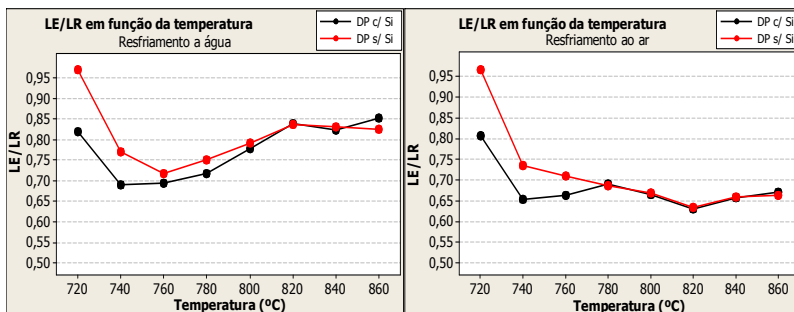


Figura 4.20: Variação da razão elástica em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água e ao ar.

A Figura 4.21 mostra o comportamento do alongamento total (ALO) em função da temperatura de austenitização para os dois aços estudados, considerando os dois meios de resfriamento. Em geral, tanto a curva de ALO das amostras resfriadas em água como aquela das amostras resfriadas ao ar, seguem uma tendência inversamente proporcional às curvas de limite de escoamento e limite de resistência, ou seja, à medida que aumenta a resistência do material (LE e LR), ocorre uma diminuição no valor de ALO. Este comportamento também foi encontrado por outros autores em aços C-Mn similares ao deste estudo (BANDYOPADHYAY e DATTA, 2004; IWAMA et al., 2004).

Observa-se nas amostras resfriadas ao ar, que a ductilidade aumenta acentuadamente entre as temperaturas de 780 e 820 °C e estabiliza a partir desta temperatura, o que pode estar relacionado com a formação da nova ferrita, já que esta fase contribui para o aumento da ductilidade do material (HUPPI et al., 1980; FONSTEIN e EFIMOVA, 2006).

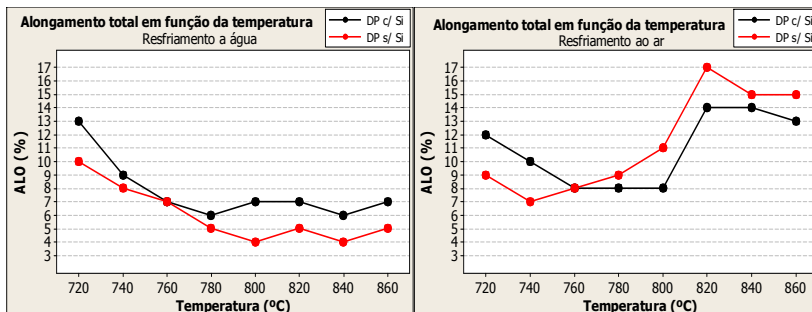


Figura 4.21: Variação do alongamento total em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água e ao ar.

A Figura 4.22 mostra o comportamento do coeficiente de encruamento (valor n) em função da temperatura de austenitização para os dois aços estudados, considerando os dois meios de resfriamento. O comportamento das duas curvas é devido a relação entre as frações volumétricas da martensita e da ferrita, que variam com a temperatura.

Nas amostras resfriadas em água, houve um incremento no valor n até atingir 780 °C, diminuindo acentuadamente a partir desta temperatura. O grande aumento no valor n nas primeiras temperaturas (720 para 740 °C) é entendido em função da evolução da microestrutura que ocorre neste estágio, ou seja, os constituintes não desejáveis (cementita não dissolvida e ferrita não recristalizada) estão sendo eliminados com a elevação da temperatura fazendo com que o aço adquira a microestrutura característica dos aços bifásicos. Entre 740 e 780 °C, houve um aumento da fração volumétrica da martensita juntamente com uma diminuição do teor de carbono da mesma formando uma martensita um pouco mais dúctil, tendo como consequência, uma melhoria na ductilidade do material com consequente aumento do coeficiente de encruamento. Em temperaturas acima de 780 °C, a porcentagem em volume da martensita é muito alta (> 70%) formando uma microestrutura frágil, com baixo coeficiente de encruamento. Comportamento semelhante foi encontrado por outros autores (MOVAHED et al., 2009), que observaram uma redução no coeficiente de encruamento para aços bifásicos onde a porcentagem em volume de martensita ultrapassava os 50%.

As amostras resfriadas ao ar também apresentaram um aumento acentuado no valor n nas menores temperaturas (< 760 °C) como ocorrido nas amostras resfriadas em água, entretanto, não houve queda significativa nas temperaturas mais altas havendo uma estabilização do

valor n a partir de 780 °C. A estabilidade do valor n nas maiores temperaturas é devida à baixa variabilidade na porcentagem em volume da martensita nesta região, sendo que a proporção desta fase se manteve em valores adequados (< 50% conforme Movahed et al. 2009), evitando desta forma, uma perda na ductilidade no material.

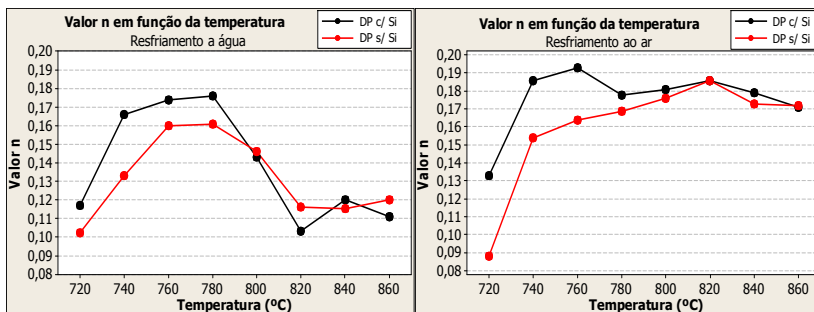


Figura 4.22: Variação do coeficiente de encruamento em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água e ao ar.

É importante ressaltar que os resultados de alongamento total e valor n obtidos no ensaio de tração apresentaram uma maior dispersão quando comparados aos de limite de escoamento e limite de resistência, conforme já observado anteriormente em experiências práticas em ensaios interlaboratoriais.

As Tabelas 4.7 e 4.8 mostram as três medidas de dureza juntamente com a média aritmética, em Rockwell C (HRC), para as amostras resfriadas em água e ao ar, para toda a faixa de temperatura de austenitização.

Tabela 4.7: Resultados de dureza para as amostras resfriadas em água, para toda a faixa de temperatura de austenitização.

Aço	Temperatura (°C)	Dur1 (HRC)	Dur2 (HRC)	Dur3 (HRC)	Dureza (HRC)
DP s/ Si	720	29,0	29,2	29,1	29,1
	740	31,5	31,1	31,2	31,3
	760	32,9	33,4	32,7	33,0
	780	33,9	34,2	33,8	34,0
	800	36,9	36,7	36,5	36,7
	820	40,8	40,9	40,6	40,8
	840	41,9	41,9	42,3	42,0
	860	41,7	42,1	42,2	42,0
DP c/ Si	720	27,4	28,1	27,7	27,7
	740	32,8	32,7	32,7	32,7
	760	34,4	34,7	34,8	34,6
	780	36,4	36,6	36,3	36,4
	800	37,8	38,3	38,1	38,1
	820	41,0	41,1	40,8	41,0
	840	42,5	42,3	42,5	42,4
	860	43,4	43,2	42,9	43,2

Tabela 4.8: Resultados de dureza para as amostras resfriadas ao ar, para toda a faixa de temperatura de austenitização.

Aço	Temperatura (°C)	Dur1 (HRC)	Dur2 (HRC)	Dur3 (HRC)	Dureza (HRC)
DP s/ Si	720	27,4	27,6	27,6	27,5
	740	30,0	30,1	30,2	30,1
	760	31,6	31,1	31,3	31,3
	780	29,1	29,0	29,2	29,1
	800	26,0	26,4	26,3	26,2
	820	21,9	21,8	21,8	21,8
	840	22,5	22,4	22,6	22,5
	860	23,5	23,2	23,5	23,4
DP c/ Si	720	25,4	26,2	26,5	26,0
	740	29,9	30,8	31,0	30,6
	760	33,0	32,9	32,8	32,9
	780	33,4	33,9	33,4	33,6
	800	30,3	30,5	30,3	30,4
	820	26,2	26,4	26,2	26,3
	840	26,3	25,8	25,9	26,0
	860	28,1	28,1	27,5	27,9

Conforme pode ser observado na Figura 4.23 as curvas de dureza apresentaram o mesmo comportamento das curvas do limite de resistência em toda a temperatura estudada, para os dois meios de resfriamento. Esta similaridade confirma toda a análise realizada neste estudo com relação aos valores encontrados de limite de resistência, já que as duas propriedades estão diretamente relacionadas. É importante ressaltar que as propriedades mecânicas de resistência são aquelas de maior importância para a avaliação dos aços bifásicos, uma vez que estes aços são usados principalmente em peças estruturais.

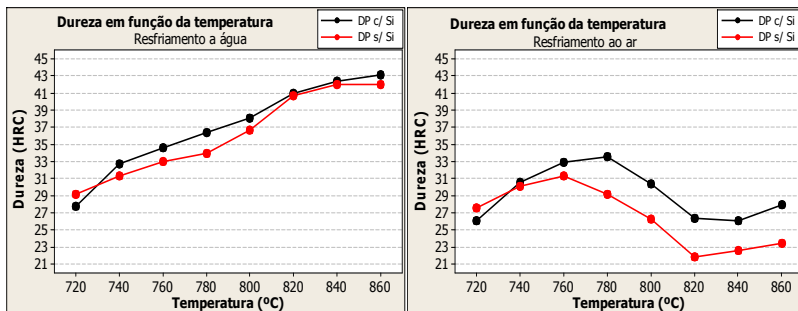


Figura 4.23: Variação da dureza em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água e ao ar.

Considerando todas as amostras estudadas resfriadas em água e ao ar, apenas aquelas recozidas na temperatura de 720 °C apresentaram o patamar de escoamento definido, o que não é característico dos aços bifásicos.

A ocorrência do patamar pode ser explicada pela presença de carbonetos não dissolvidos e pela baixa quantidade de martensita existente na temperatura de 720 °C. Sabe-se que a ausência do patamar de escoamento definido nos aços bifásicos é atribuída à grande densidade de discordâncias móveis existentes na ferrita adjacente a martensita, sendo que estas discordâncias são geradas devido à expansão volumétrica provocada pela transformação da austenita em martensita durante o resfriamento.

Portanto, para evitar o patamar de escoamento definido nos aços bifásicos é necessário ter uma fração mínima de martensita a fim de gerar as discordâncias móveis necessárias na ferrita adjacente (LANZILLOTTO e PICKERING, 1982; KRAUSS, 1999; SALEH e PRIESTNER, 2001).

A Figura 4.24 mostra dois gráficos de tensão deformação dos aços estudados, sendo que um apresentou o patamar de escoamento definido (720 °C) e o outro não apresentou este fenômeno (840 °C).

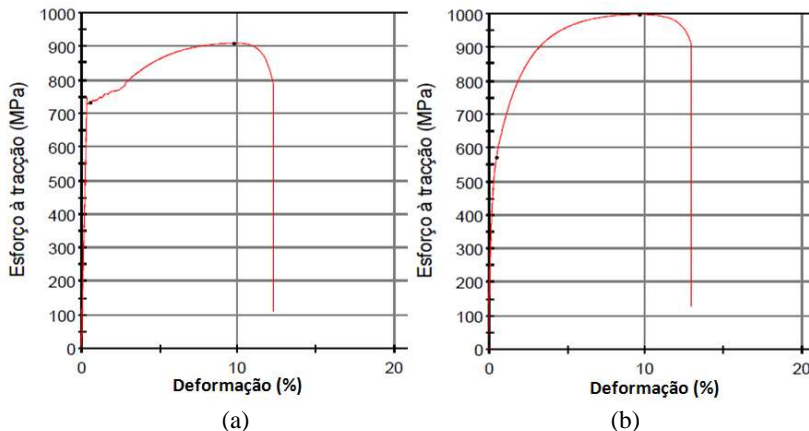


Figura 4.24: Gráficos tensão x deformação com a ocorrência do patamar de escoamento (a) e sem a ocorrência do patamar de escoamento (b).

4.3 AVALIAÇÃO COM RELAÇÃO ÀS PROPRIEDADES MECÂNICAS REQUERIDAS NO AÇO DP980

Um dos objetivos deste estudo foi de servir como base para uma primeira produção experimental do aço bifásico DP980 nas plantas da ArcelorMittal Brasil. Embora as condições de tratamento térmico realizadas neste estudo não são exatamente as mesmas utilizadas em um processo de produção industrial, a análise detalhada do comportamento das duas composições químicas estudadas com relação às propriedades mecânicas e microestruturas tem grande importância para o desenvolvimento deste aço.

Entre as propriedades mecânicas requeridas comercialmente para os aços bifásicos, o limite de resistência é aquela que mais impacta no desempenho da aplicação do produto, uma vez que estes aços são utilizados em sua maioria para peças estruturais, com garantias com relação ao impacto e resistência (*Crash Test*). A Tabela 4.9 mostra as propriedades mecânicas para o aço DP980, de acordo com as normas comerciais da indústria automotiva.

Para esta análise, foram consideradas apenas as amostras resfriadas ao ar, já que a condição de têmpera (resfriamento em água) atinge taxas de resfriamento não factíveis com a produção industrial sendo válidas apenas para o estudo da austenitização.

Tabela 4.9: Propriedades mecânicas para o aço DP980.

Aço	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Razão Elástica	Alongamento Total (%)	Valor n
DP980	550 - 700	> 980	< 0,75	> 10	> 0,10

Com relação ao limite de resistência, o valor mínimo de 980 MPa foi alcançado entre a faixa de temperatura de 740 e 800 °C, se mostrando bastante promissor já que esta faixa de temperatura é perfeitamente viável dentro do processo produtivo. O efeito da adição do silício se mostrou benéfico, já que o aço DP c/ Si apresentou um incremento no valor LR com relação ao aço DP s/ Si, e além disso, o silício ampliou a temperatura máxima de trabalho no recozimento para aproximadamente 810 °C. No aço DP s/ Si, temperaturas próximas de 790 °C já implicam em baixo valor de LR. A Figura 4.25 mostra os valores de LR dos dois aços em função da temperatura de austenitização, com destaque para a faixa de temperatura que permitiu atingir a especificação mínima de 980 MPa.

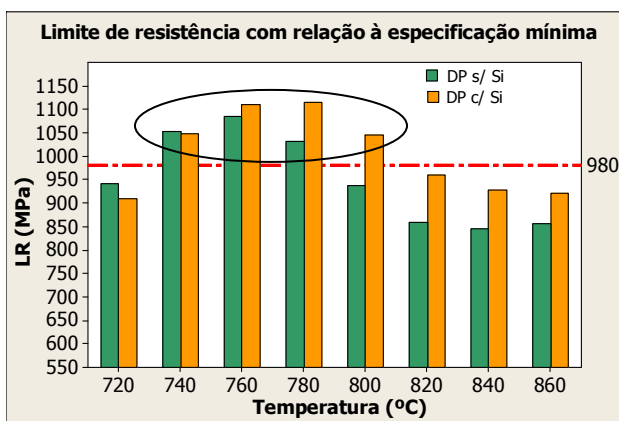


Figura 4.25: Limite de resistência em função da temperatura de austenitização, considerando a especificação mínima de 980 MPa.

Considerando a análise prévia realizada com relação à austenitização, os aços estudados apresentaram elevadas proporções de austenita (> 80%) para temperaturas acima de 800 °C. Esta grande proporção de austenita diminui o teor médio de carbono, com conseqüente queda na temperabilidade, formando uma grande

quantidade de nova ferrita e bainita, principalmente no aço DP s/ Si. Por isso, o não atendimento à especificação mínima de 980 MPa para as temperaturas maiores que 800 °C, está associado com as proporções existentes destas fases de menor resistência, juntamente com um grão ferrítico mais grosseiro (conforme comentado no item 4.2.2). Este comportamento também foi encontrado por Fonstein e Efimova (2006) em aços C-Mn, no qual foi evidenciada uma redução na resistência do material à medida que a fração de nova ferrita aumenta, seguida de um crescimento do tamanho médio do grão.

Com relação às propriedades de limite de escoamento, razão elástica, alongamento total e coeficiente de encruamento, os melhores resultados foram observados nas temperaturas mais altas (> 800 °C), sendo que estes estão relacionados com a melhoria das características de ductilidade do material. Nesta faixa de temperatura, obteve-se um menor limite de escoamento (LE < 700 MPa) com consequente baixa razão elástica, juntamente com valores mais elevados de alongamento total e coeficiente de encruamento.

Em vista disso, não foi identificada uma faixa única de temperatura para o atendimento pleno às propriedades mecânicas do aço DP980, sendo que temperaturas mais baixas (740 a 800 °C) foram melhores para o atendimento do LR, e temperaturas mais altas (> 800 °C) atenderam as demais propriedades (LE, LE/LR, ALO e n).

Apesar de nenhum dos dois aços terem apresentado uma faixa em comum de temperatura capaz de atender conjuntamente todas as propriedades mecânicas requeridas para o aço DP980, os resultados alcançados podem ser considerados como promissores. Isto ocorre porque os resultados em questão foram obtidos com taxas de resfriamento mais baixas (~ 5 °C/s), sendo que para as condições de produção em recozimento contínuo esta taxa pode ser aumentada para até 40 °C/s.

Portanto, as composições químicas estudadas podem apresentar melhores resultados de propriedades mecânicas através de uma taxa de resfriamento mais adequada (ERDOGAN, 2003), uma vez que desta forma, pode-se conseguir uma melhor combinação/proporção entre os constituintes existentes na microestrutura promovendo um melhor acerto nas propriedades mecânicas finais.

5. CONCLUSÕES

As principais conclusões retiradas deste trabalho foram:

- A adição de silício acelera a recristalização da ferrita durante o processo de aquecimento no recozimento intercrítico. Esta constatação foi evidenciada através das microestruturas dos dois aços estudados, quando resfriados em água, já que a microestrutura final obtida com este meio de resfriamento apresenta somente a martensita e a ferrita prévia (recristalizada ou não recristalizada). A técnica de caracterização aplicada não permitiu quantificar a % de recristalização a uma dada temperatura, entretanto, analisando as microestruturas obtidas juntamente com os resultados de limite de escoamento (LE), pode-se concluir que a maior parte da ferrita foi recristalizada à temperatura de 740 °C para o aço com adição de silício (DP c/ Si), enquanto que para o aço sem adição de silício (DP s/ Si) isto ocorreu somente em 760 °C.

- A aceleração da recristalização da ferrita no aço com adição de silício é associada com a microestrutura anterior ao tratamento térmico. Em função da sua microestrutura inicial mais refinada, o aço DP c/ Si apresentou uma maior área de contorno de grão e conseqüentemente, uma maior energia superficial, gerando um maior potencial termodinâmico para a recristalização.

- O processo de recristalização da ferrita e a formação da austenita ocorrem simultaneamente durante o recozimento intercrítico, havendo uma sobreposição entre estes dois processos. A adição de silício diminuiu esta sobreposição uma vez que este elemento de liga acelerou a recristalização, fazendo com que a austenita formasse na temperatura intercrítica com boa parte da ferrita já recristalizada.

- O aço DP c/ Si apresentou uma maior porcentagem de volume de martensita para os dois meios de resfriamento e para toda a faixa de temperatura estudada, quando comparado com o aço DP s/ Si. Isto foi devido a maior fração de austenita formada antes do resfriamento juntamente com uma maior temperabilidade desta fase, para o aço com adição de silício.

- Considerando os dois aços estudados, quanto maior a temperatura de austenitização (até 820 °C), maior foi a porcentagem em volume de martensita formada após o resfriamento em água. Isto ocorreu em função da elevada taxa de resfriamento alcançada com a água, fazendo com que toda a austenita formada durante o aquecimento se transformasse em martensita.

- Considerando os dois aços estudados usando o resfriamento ao ar, a porcentagem em volume de martensita aumentou com a temperatura de austenitização até 760 °C e se estabilizou com uma leve redução a partir desta temperatura. Isto ocorreu devido à baixa taxa de resfriamento alcançada com o ar, permitindo que parte da austenita formada em altas temperaturas se transformasse em ferrita ou bainita, no lugar da martensita.

- Entre as temperaturas de 720 e 760 °C, a porcentagem em volume de martensita formada foi a mesma para os dois meios de resfriamento. Como a austenita formada em baixas temperaturas é muito rica de carbono, a temperabilidade desta fase é aumentada a ponto de permitir que esta se transforme totalmente em martensita mesmo com baixas taxas de resfriamento.

- Quando resfriado ao ar, o aço DP c/ Si apresentou menor porcentagem em volume de nova ferrita e bainita que o aço DP s/ Si nas temperaturas acima de 800 °C, o que também está relacionado com a maior temperabilidade da austenita formada no aço que contém silício.

- Para as temperaturas abaixo de 760 °C, tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência foram afetados pela ferrita não recristalizada, considerando os dois meios de resfriamento.

- Nas temperaturas acima de 760 °C onde a maior parte da ferrita já recristalizou, concluiu-se que:

- a. Resfriamento em água: quanto maior a temperatura de austenitização maiores foram os limites de escoamento e de resistência para os dois aços estudados, sendo que estas propriedades foram diretamente proporcionais à porcentagem em volume da martensita.

- b. Resfriamento ao ar: houve uma redução nos limites de escoamento e de resistência com o aumento da temperatura de austenitização, para os dois aços estudados. A redução nestas propriedades foi devida a formação de fases de menor resistência (nova ferrita e bainita) no lugar da martensita, juntamente com a formação de uma microestrutura mais grosseira.

- c. Resfriamento ao ar: o aço DP c/ Si apresentou propriedades mecânicas mais elevadas que o aço DP s/ Si. Em média, houve um aumento de 50 MPa no limite de escoamento e 100 MPa no limite de resistência para o aço com adição de silício, o que está diretamente relacionado com a maior porcentagem em volume de martensita obtida neste aço.

- Na temperatura de 720 °C, foi observada a ocorrência do patamar de escoamento definido, baixo coeficiente de encruamento e uma alta razão elástica para os dois aços estudados. Além disso, os aços

apresentaram uma microestrutura complexa contendo cementita ainda não dissolvida, ferrita recristalizada e não recristalizada, juntamente com uma baixa fração de martensita. Portanto, a 720 °C, os dois aços apresentaram propriedades mecânicas e microestruturais não características dos aços bifásicos.

- Considerando a especificação requerida no aço DP980, a adição de 0,3% de silício se mostrou benéfica para o atendimento às propriedades mecânicas, especialmente com relação ao limite de resistência. Apesar de não ter sido encontrada uma faixa comum de temperatura capaz de atender conjuntamente todas as propriedades, os resultados foram considerados promissores, uma vez que em produção industrial, algumas condições de processo podem ser ajustadas a fim de melhorar as propriedades finais deste aço.

6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- Utilizar outras técnicas de caracterização dos materiais, como Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) e Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) a fim de avaliar o grau de recristalização da ferrita, diferenciar e quantificar a ferrita prévia da nova ferrita bem como a precipitação de carbonetos/nitretos;
 - Ampliar a faixa de variação do teor de silício com o objetivo de verificar a tendência de comportamento das propriedades mecânicas e microestruturais para teores acima de 0,3%;
 - Produzir em escala industrial uma corrida com adição de 0,3% de silício a fim de avaliar as alterações de microestrutura e propriedades mecânicas obtidas neste estudo, e o efeito de uma taxa de resfriamento intermediária.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

ANDREWS K.W. **Empirical Formulae for the Calculation of some Transformation Temperatures.** Journal of The Iron and Steel Institute, p. 721-727, July 1965.

ASHBY M.F.; JONES D.R.H. **An Introduction to Microstructures, Processing and Design.** Butterworth-Heinemann, 2nd Edition, p. 116, 1998.

ASM METALS HANDBOOK. **Welding Brazing and Soldering.** ASM International, vol. 6, 1993.

ASM METALS HANDBOOK. **Metallography, Structure and Phase Diagrams.** 8th ed., v. 8, ASTM, Metals Park, Ohio. 1973.

BANDYOPADHYAY N.R.; DATTA S. **Effect of Manganese Partitioning on Transformation Induced Plasticity Characteristics in Microalloyed Dual Phase Steels.** ISIJ International, vol. 44, n° 5, p. 927-934, 2004.

BECKER J.; HORNBOGEN E.; WENDL F. **Analysis of Mechanical Properties of a Low-Alloyed Mo-Steel with Different Phosphorus Additions.** Fundamentals of Dual Phase Steels. The Metallurgical Society of AIME, Chicago, p. 383-398, February 1981.

CABALLERO F.G.; CAPDEVILA C.; GARCÍA DE ANDRÉS C. **Modelling of Kinetics of Austenite Formation in Steels with Different Initial Microstructures.** ISIJ International, vol. 41, n° 10, p. 1093-1102, 2001.

CHOWDHURY S.G.; PERELOMA E.V; SANTOS D.B. **Evolution of Texture at the Initial Stages of Continuous Annealing of Cold Rolled Dual-Phase Steel: Effect of Heating Rate.** Materials Science and Engineering A 480, p. 540-548, 2008.

DAVIES R.G. **Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual Phase Steels.** Metallurgical Transactions A, vol. 9A, p. 671-679, May 1978.

DAVIES R.G. **The Deformation Behavior of a Vanadium-Strengthened Dual Phase Steel.** Metallurgical Transactions A, vol. 9A, p. 41-52, January 1978.

ERDOGAN M. **Effect of Austenite Dispersion on Phase Transformation in Dual Phase Steel.** Scripta Materialia 48, p. 501-506, 2003.

FONSTEIN N.M.; EFIMOVA T.M. **Study of the Effect of New Ferrite on the Properties of Dual Phase Steels.** Metallurgist, vol. 50, n° 9-10, p. 481-489, September 2006.

GAU J.S.; KOO J.Y.; NAKAGAWA A.; THOMAS G. **Microstructure and Properties of Dual-Phase Steels Containing Fine Precipitates.** Fundamentals of Dual Phase Steels. The Metallurgical Society of AIME, Chicago, p. 47-58, February 1981.

HIRONAKA S.; TANAKA H.; MATSUMOTO T. **Effect of Si on Mechanical Property of Galvannealed Dual Phase Steel.** THERMEC 2009, Materials Science Forum, vol. 638-642, p. 3260-3265, 2010.

HUANG J.; POOLE W.J.; MILITZER M. **Austenite Formation during Intercritical Annealing.** Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 35A, p. 3363-3375, November 2004.

HÜPER T.; ENDO S.; ISHIKAWA N.; OSAWA K. **Effect of Volume Fraction of Constituent Phases on the Stress-Strain Relationship of Dual Phase Steels.** ISIJ International, vol. 39, n° 3, p. 288-294, 1999.

HUPPI G.S.; MATLOCK D.K.; KRAUSS G. **An Evaluation of the Importance of Epitaxial Ferrite in Dual-Phase Steel Microstructures.** Scripta Metallurgica, vol. 14, p. 1239-1243, 1980.

HWANG B.; SUH D.W.; KIM S.J. **Austenitizing Temperature and Hardenability of Low-Carbon Boron Steels.** Scripta Materialia 64, p. 1118-1120, 2011.

IWAMA T.; KITANO F.; NAGATAKI Y.; MATSUDA H.; TANAKA Y.; HOSOYA Y. **Development of Galvannealed Dual-Phase Ultra-High Strength Steel Sheets with Superior Formability and Spot-Weldability.** Galvatech'04 Conference Proceedings, p. 539-545, April 2004.

KRAUSS G. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles.** ASM International, 1990.

KRAUSS G. **Martensite in Steel: Strength and Structure.** Materials Science and Engineering A273-275, p. 40-57, 1999.

KRUPITZER R.P.; URBAN D.M.; WITMER D.A. **Designing and Manufacturing Vehicles with Advanced High-Strength Steels.** Galvatech'04 Conference Proceedings, p. 31-50, April 2004.

KUANG S.; KANG Y.L.; YU H.; LIU R.D. **Effect of Continuous Annealing Parameters on the Mechanical Properties and Microstructures of a Cold Rolled Dual Phase Steel.** International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, vol. 16, n° 2, p. 159-164, April 2009.

LANZILLOTTO C.A.N.; PICKERING F.B. **Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels.** Metal Science, vol. 16, p. 371-382, August 1982.

MAGEE C.L.; DAVIES R.G. **On the Volume Expansion Accompanying the F.C.C to B.C.C Transformation in Ferrous Alloys.** Acta Metallurgica, vol. 20, p. 1031-1043, August 1972.

MARDER A.R.. **The Structure-Property Relationships in Chromium-Bearing Dual-Phase Steels.** Fundamentals of Dual Phase Steels. The Metallurgical Society of AIME, Chicago, p. 145-160, February 1981.

MOHANTY R.R.; GIRINA O.A.; FONSTEIN N.M. **Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region.** Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 42A, p. 3680-3690, December 2011.

MOHRBACHER H. **Effect of Niobium in Galvanized Advanced High Strength Steels for Automotive Applications.** Galvatech'07, p. 386-391, November 2007.

MOVAHED P.; KOLAHGAR S.; MARASHI S.P.H.; POURANVARI M.; PARVIN N. **The Effect of Intercritical Heat Treatment Temperature on the Tensile Properties and Work Hardening Behavior of Ferrite-Martensite Dual Phase Steels Sheets.** Materials Science and Engineering A 518, p. 1-6, 2009.

NOURI A.; SAGHAFIAN H.; KHEIRANDISH Sh. **Effects of Silicon Content and Intercritical Annealing on Manganese Partitioning in Dual Phase Steels.** Journal of Iron and Steel Research International, vol. 17 (5), p. 44-50, 2010.

OGAWA T.; MARUYAMA N.; SUGIURA N.; YOSHINAGA N. **Incomplete Recrystallization and Subsequent Microstructural Evolution during Intercritical Annealing in Cold-rolled Low Carbon Steels.** ISIJ International, vol. 50, nº 3, p. 469-475, 2010.

PETROV R.; KESTENS L.; HOUBAERT Y. **Recrystallization of a Cold Rolled Trip-assisted Steel during Reheating for Intercritical Annealing.** ISIJ International, vol. 41, nº 8, p. 883-890, 2001.

PRIESTNER R.; AJMAL M. **Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual-Phase Steel.** Materials Science and Technology, vol. 3, p. 360-364, May 1987.

RASHID M.S.; RAO B.V.N. **Tempering Characteristics of a Vanadium Containing Dual Phase Steel.** Fundamentals of Dual Phase Steels. The Metallurgical Society of AIME, Chicago, p. 249-264, February 1981.

REED-HILL R.E. **Physical Metallurgy Principles.** D. Van Nostrand Company, New York, 2nd Edition, p. 710-715, 1973.

ROCHA R.O. **Influência de Variáveis de Recozimento Contínuo na Morfologia dos Constituintes de Aços Bifásicos Laminados a Frio da Classe de Limite de Resistência de 600 MPa.** Tese de Doutorado, UFMG, 2004.

SALEH M.H.; PRIESTNER R. **Retained Austenite in Dual-Phase Silicon Steels and its Effect on Mechanical Properties.** Journal of Materials Processing Technology, 113, p. 587-593, 2001.

SARWAR M.; PRIESTNER R. **Hardenability of Austenite in a Dual-Phase Steel.** Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 8, p. 380-384, June 1999.

SHEN X.P.; PRIESTNER R. **Effect of Boron on the Microstructure and Tensile Properties of Dual-Phase Steel.** Metallurgical Transactions A, vol. 21A, p. 2547-2553, September 1990.

SIMIELLI E.A.; YUE S.; JONAS J.J. **Recrystallization Kinetics of Microalloyed Steels Deformed in the Intercritical Region.** Metallurgical Transactions A, vol. 23A, p. 597-608, February 1992.

SPEICH G.R.; DEMAREST V.A.; MILLER R.L. **Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels.** Metallurgical Transactions A, vol. 12A, p. 1419-1428, August 1981.

SPEICH G.R.; LESLIE W.C. **Tempering of Steel.** Metallurgical Transactions 3, p. 1043, 1972.

SPEICH, G.R. **Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels.** Fundamentals of Dual Phase Steels. The Metallurgical Society of AIME, Chicago, p. 3-45, February 1981.

TOTTEN, G.E. **Steel Heat Treatment – Metallurgy and Technologies.** Taylor & Francis Group, Portland, 2nd Edition, p. 177-195, 2006.

ULSAB-AVC Program. **Technical Transfer Dispatch #6, ULSAB-AVC Body Structure Materials.** ULSAB-AVC Consortium, p. 2, May 2001.

YAKUBOVSKY O.; FONSTEIN N.; CHENG C.; BHATTACHARYA D. **Effect of Alloying Elements on Mechanical Properties and Coatability of Multi Phase Steels with Ferrite-Bainite and Ferrite-Bainite plus Retained Austenite Microstructure.** Galvatech'04 Conference Proceedings, p. 547-558, April 2004.

ANEXO A: FOTO ILUSTRATIVA DA CONTAGEM DE MARTENSITA

A figura abaixo mostra uma ilustração da contagem manual de martensita utilizando uma grade de 920 pontos (foto parcial). Os pontos marcados em branco correspondem ao centro das ilhas de martensita e os pontos marcados em verde às bordas das ilhas de martensita.

O cálculo da fração volumétrica segue a seguinte fórmula:

$$\% \text{ Fase} = \left(\frac{\text{pontos.bran cos} + \left(\frac{\text{pontos.verdes}}{2} \right)}{920} \right) \times 100$$

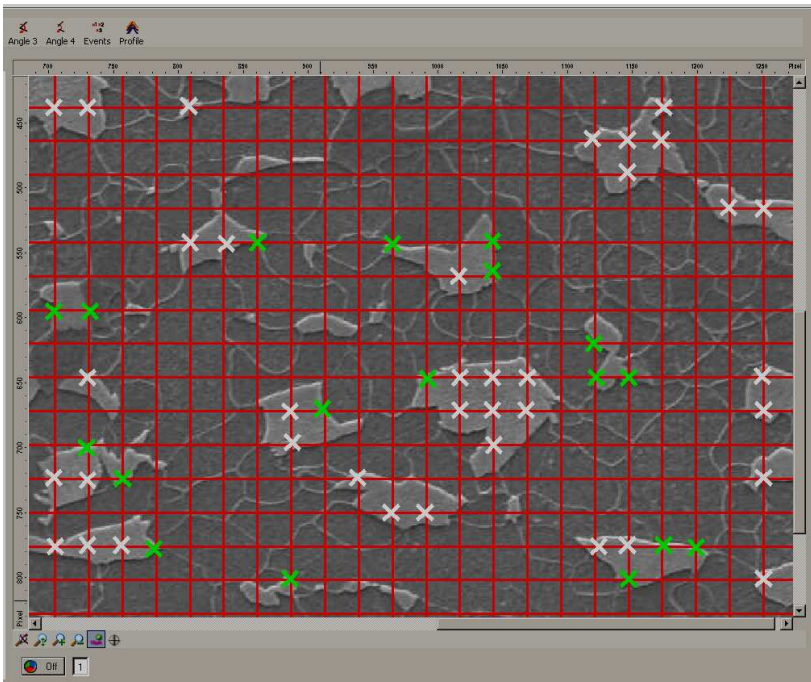


Figura A₁: Ilustração da contagem manual de martensita.