



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
ENGENHARIA DE MATERIAIS



ENG 02298 TRABALHO DE CONCLUSÃO

**COMPARAÇÃO DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS INDUSTRIAIS NA  
MICROESTRUTURA DE DOIS AÇOS DUAL-PHASE**

Bruno Diehl Neto  
129447

Orientador:  
Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Dezembro de 2009

## **AGRADECIMENTOS**

A equipe do centro de pesquisa OCAS UGENT - Bélgica - pelo trabalho e experimentos desenvolvidos em suas instalações;

A toda minha família, pilares de sustentação da minha vida;

A meus amigos da Engenharia de Materiais por toda a caminhada e conhecimento desenvolvido juntos;

Ao Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski pelo tempo e discussões disponibilizados para a orientação do presente trabalho;

A todos os professores da universidade que fazem da UFRGS uma instituição diferenciada.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>4</b>
<b>LISTA DE TABELAS.....</b>	<b>7</b>
<b>RESUMO: .....</b>	<b>8</b>
<b>ABSTRACT .....</b>	<b>9</b>
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>10</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>13</b>
2.1 AÇOS <i>DUAL-PHASE</i> .....	13
2.1.1 <i>Microestrutura</i> .....	14
2.1.2 <i>Composição Química</i> .....	16
2.2 PROCESSAMENTO DOS AÇOS <i>DP</i> LAMINADOS A FRIO .....	20
2.2.1 <i>Influência da Temperatura de recozimento e tempo</i> .....	21
2.2.2 <i>Ciclos de recozimento industriais</i> .....	27
2.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS <i>DP</i> LAMINADOS A FRIO .....	31
2.3.1 <i>Resistência da Ferrita</i> .....	31
2.3.2 <i>Resistência da Martensita</i> .....	33
2.3.3 <i>A resistência do aço</i> .....	34
2.4 MECANISMOS PARA O COMPORTAMENTO <i>DUAL-PHASE</i> .....	35
2.5 NOVA E VELHA FERRITA.....	36
2.6 TIPOS DE MARTENSITA .....	37
<b>3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>40</b>
3.1 AMOSTRAS.....	40
3.2 DILATOMETRIA .....	41
3.2.1 <i>Ciclo térmico 1</i> .....	42
3.2.2 <i>Ciclo térmico 2</i> .....	45
3.2.3 <i>Ciclo térmico 3</i> .....	46
3.3 METALOGRAFIA.....	50
3.4 CÁLCULO PARA ESTIMAR AS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE CADA FASE .....	51
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....</b>	<b>53</b>
4.1 AUSTENITIZAÇÃO .....	53

4.2	RECRISTALIZAÇÃO.....	55
4.3	TRANSFORMAÇÃO DE FASES DURANTE O RESFRIAMENTO .....	56
4.4	A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA ESTIMADA DAS FASES.....	59
<b>5.</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>67</b>
<b>6.</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>68</b>
<b>7.</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>69</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1-1 de propriedades a tração que cada série de aço resiste. ....	10
Figura 1-2 – Aços utilizados na carroceria do Porsche Cayenne e Volkswagen Touareg. ....	11
Figura 1-3 - Relação de consumo de combustível (Km/litro) e peso do veículo (kg). ....	12
Figura 2-1 - Diagrama Elongação v.s. Resistência a tração para uma variedade de aços planos. Note clara vantagem dos aços <i>Dual-Phase</i> e <i>TRIP</i> em oferecer maior plasticidade em altas resistências. ....	13
Figura 2-2 - Microestrutura típica de um aço <i>DP</i> - Em branco a ferrita e em preto a martensita. .....	15
Figura 2-3 - Esquema de mudanças microestruturais ocorrendo durante a transformação de aços <i>DP</i> . ....	15
Figura 2-4 - Micrografia de um aço <i>Dual-Phase</i> laminado a frio após recozimento intercrítico (0,071%C, 2,498%Mn, 0,304%Cr, 0,104%Mo). Ferrita em marrom, Martensita em branco e em escuro a Bainita. ....	16
Figura 2-5 - Curva de tensão verdadeira vs. deformação verdadeira em ensaio de tração uniaxial para os aços com 1,5% Si, 0,8% Si e 1,5% Al. ....	19
Figura 2-6 - Conteúdo de Manganês na austenita e ferrita para liga A no canto rico em ferro do diagrama ternário Fe–Mn–C. ....	22
Figura 2-7 - Sistema de modelamento para a difusão de manganês entre austenita e ferrita durante recozimento intercrítico. ....	23
Figura 2-8 - Ilustração da distribuição de manganês na austenita e ferrita durante recozimento intercrítico. ....	24
Figura 2-9 - Previsão da distribuição de Mn em função do tempo de recozimento em 680°C para um aço 0,11%C – 2,67% Mn: (a) em $t = 0$ s, (b) em $t = 10^2$ s, (c) em $t = 10^4$ s, (d) em $t = 10^6$ s, (e) $t = 10^8$ s. ....	26
Figura 2-10 - Efeito previsto do diâmetro do grão austenítico sobre a partição do Mn. ....	27
Figura 2-11 - Diagrama TTT calculado baseado em um aço CrMo. Comportamento da transformação da austenita contendo 0,4 %C (a) e 0,7 %C (b). ....	28
Figura 2-12 - Ciclo de recozimento típico de uma LG, com temperatura de imersão de 820°C. .....	29
Figura 2-13 - A influência da mudança na temperatura de recozimento na Resistência a tração e ao escoamento, a deformação no escoamento ( <i>YPE</i> ) e a composição de fase ( $B =$	

Bainita, F = Ferrita e M = Martensita e austenita retida) de ligas de Cr e CrMo (velocidade da linha de 150 m/min).....	30
Figura 2-14 - Aumento na tensão de escoamento e resistência a tração v.s. concentração dos elementos de ligas. ....	32
Figura 2-15 - Efeito do conteúdo de C na fração volumétrica de martensita em sarrafo e placa e temperatura Ms em ligas Fe-C. ....	37
Figura 2-16 - Micrografia eletrônica de transmissão de uma liga 0,2% C - Martensita em sarrafo.....	38
Figura 2-17 - Micrografia ótica de um aço alto carbono com microestrutura de martensita em placas.....	39
Figura 3-1 - Tempo x Temperatura – Ciclo térmico para encontrar A1, A3.....	43
Figura 3-2 - Temperatura x Mudança no comprimento – Aço DP980Z. ....	44
Figura 3-3 - Taxa de transformação x Temperatura - Aço DP980Z. ....	45
Figura 3-4 - Aço DP980Z - Amostras mantidas por um ou trinta minutos em 650°C, para verificar o desenvolvimento da recristalização. ....	46
Figura 3-5 - Tempo x Temperatura - Ciclos térmicos mostrando as diferentes temperaturas de imersão. ....	47
Figura 3-6 - Ciclos térmicos mostrando os diferentes intervalos de tempo em galvanização..	47
Figura 3-7 - Temperatura x Mudança no comprimento - DP980Z - Ms e Mf. ....	48
Figura 3-8 - Temperatura x Mudança de comprimento - DP980Z - Resfriamento contínuo desde temperatura de imersão intercrítica de 810°C.....	49
Figura 3-9 - Tempo x Mudança no comprimento - DP980Z - Dilatação devido à transformação bainítica em 460°C.....	50
Figura 4-1 - DP980Z - a) Amostra mantida por um minuto em 680°C, b) Amostra mantida por trinta minutos em 680°C. ....	56
Figura 4-2 - DP980 - Microestrutura após recozimento intercrítico de A - 790°C e B 810°C, Resfriamento contínuo. ....	61
Figura 4-3 - DP980Z - Microestrutura após recozimento intercrítico de A - 790°C e B 810°C, Resfriamento contínuo. ....	62
Figura 4-4 - DP980 - Microestrutura após recozimento intercrítico de A - 790°C e B 810°C e austêmpera por 30 segundos. ....	62
Figura 4-5 - DP980Z - Microestrutura após recozimento intercrítico de A - 790°C e B 810°C e austêmpera por 30 segundos. ....	63

Figura 4-6 - <i>DP980</i> - Microestrutura após recozimento intercrítico de 825°C e resfriamento contínuo.....	64
Figura 4-7 - <i>DP980Z</i> - Microestrutura após recozimento intercrítico de 825°C e resfriamento contínuo.....	64
Figura 4-8 - <i>DP980</i> - Mapa da microestrutura resultante do aço de acordo com os parâmetros industriais. ....	65
Figura 4-9 - <i>DP980Z</i> - Mapa da microestrutura resultante do aço de acordo com os parâmetros industriais. ....	66

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1 - Elementos de liga freqüentemente utilizados em aços <i>DP</i> . .....	17
Tabela 2-2 - Composição química de aços <i>DP</i> laminados a frio (% em peso). .....	21
Tabela 3-1 - Composição química dos aços <i>DP980</i> e <i>DP980Z</i> (% em peso). .....	41
Tabela 4-1 - <i>DP980</i> - % da transformação x T para cada taxa de aquecimento. ....	54
Tabela 4-2 - <i>DP980Z</i> - % da transformação x T para cada taxa de aquecimento. ....	54
Tabela 4-3 - <i>DP980</i> - Ms para cada ciclo em diferentes T de imersão e tempos a 460°C. ....	57
Tabela 4-4 - <i>DP980Z</i> - Ms para cada ciclo em diferentes T de imersão e tempos a 460°C. *T de encharque que ocorre formação de bainita mesmo sem manter em 460°C.....	58
Tabela 4-5 - <i>DP980</i> - Fração volumétrica estimada de cada fase. ....	60
Tabela 4-6 - <i>DP980Z</i> - Fração volumétrica estimada de cada fase. ....	60



## RESUMO:

O presente trabalho estuda a influência da temperatura intercrítica (temperatura de imersão) e tempo em galvanização a 460°C na microestrutura resultante de duas composições de aços *Dual-Phase*: *DP980* e *DP980Z*. A primeira composição era produzida em duas linhas de produção da ArcelorMittal na Bélgica. A última é um novo conceito elaborado para diminuir custos com elementos de liga, visando à substituição do *DP980*.

Através de dilatometria e metalografia foi possível investigar a microestrutura dos aços *DP980* e *DP980Z* submetidos a cinco diferentes temperaturas de imersão e seis tempos de galvanização: 775, 790, 800, 810 e 825 °C; 0, 10, 30, 60, 300 e 600 segundos. Foi verificado que composições químicas distintas dos aços resultam em diferentes parâmetros industriais em seu processamento. O novo conceito *DP980Z* apresentou maior taxa de austenitização durante o recozimento intercrítico, ou seja, para uma mesma temperatura de recozimento houve maior fração de austenita transformada neste aço, e, além do mais, maior fração volumétrica de martensita foi obtida nas amostras deste aço.

Palavras-Chave: *Dual-Phase*; bainita-ferrita; *galvannealing*, dilatometria.

## ABSTRACT

The present work studies the influence of soaking temperature and galvanizing time at 460 °C on the resulting microstructure of two Dual-Phase steels composition: DP 980 and DP980Z. The first steel was produced on two production lines of ArcelorMittal in Belgium. The latter is a new concept elaborated to diminish costs with alloying elements, aiming to substitute the DP980 steel.

Through dilatometry and metallography, it was possible to investigate of the DP980 and DP980Z microstructure that underwent five different soaking temperatures and six galvanizing times: 775, 790, 800, 810 and 825 °C; 0, 10, 30, 60, 300 and 600 seconds. It was verified that distinct chemical compositions of the steels were the result of different industrial and processing parameters. The new concept DP980Z presented a higher austenitizing rate during the intercritical annealing process, i.e. for the same annealing temperature there was a higher fraction of transformed austenite in the steel, furthermore, higher volumetric fraction of martensite was achieved on the DP980Z samples.

Keywords: Dual-Phase, bainite-ferrite, galvannealing, dilatometry.

## 1. INTRODUÇÃO

Geralmente há um compromisso inerente nas propriedades dos aços entre resistência e ductilidade. A gama de produtos disponíveis no mercado cobre uma faixa ampla de propriedades. A seleção depende da importância relativa de resistência e plasticidade para uma aplicação em particular, desde a classe martensítica de ultra-elevada resistência (*UHS - Ultra-high strength*) em altas resistências, até aços livres de interstícios (*IF - Intersticial Free*) em baixas resistências. Existem, entretanto, alguns desvios dessas tendências, por exemplo, aços recuperados por recozimento apresentam de certa forma menor plasticidade em um dado nível de tensão, pois não são recristalizados, enquanto aços com capacidade de endurecimento por envelhecimento (*BH - bake hardenable*) demonstram um compromisso (resistência/ductilidade) ligeiramente melhor uma vez que uma porção do aumento na resistência ocorre após a conformação. A faixa de propriedades que cada classe de aço cobre é mostrada na Figura 1-1.

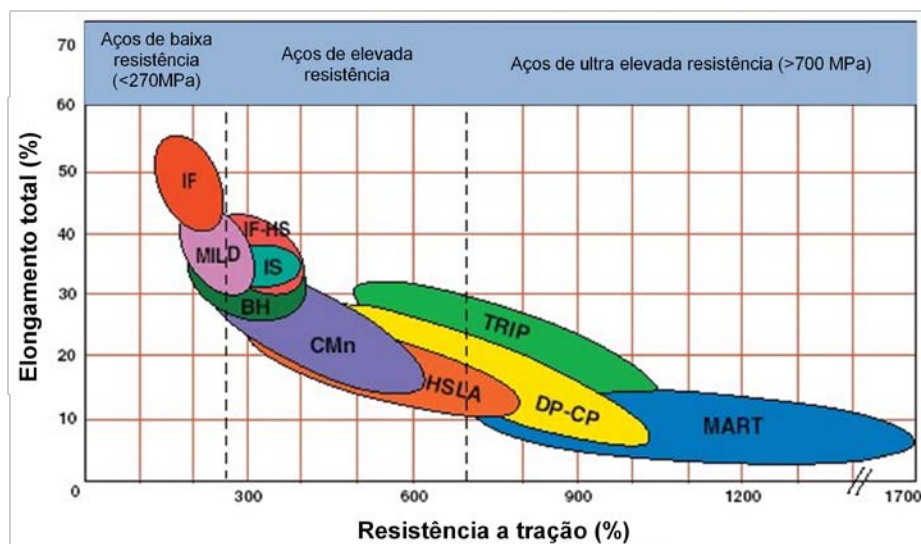
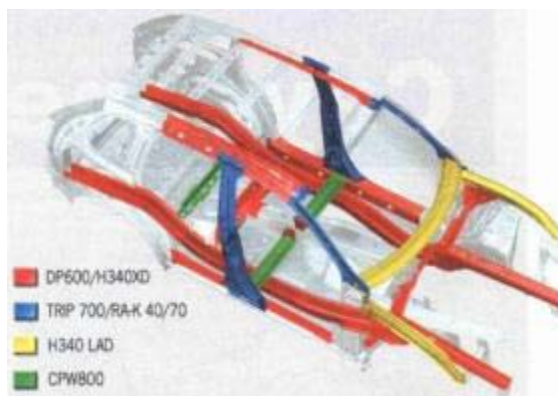


Figura 1-1 de propriedades a tração que cada série de aço resiste.

Aços baixo carbono de alta resistência são provavelmente os mais avançados aços de baixa liga existentes no mercado e são particularmente importantes para a indústria automobilística [1]. A Figura 1-2 mostra o uso na indústria automobilística de algumas classes de aços de alta resistência, dentre eles o *Dual-Phase (DP)* e o Plasticidade induzida por deformação (*TRIP - Transformation induced plasticity*).



**Figura 1-2 – Aços utilizados na carroceria do Porsche Cayenne e Volkswagen Touareg.**

Os aços *Dual-Phase (DP)* são uma importante série de aços de baixo carbono utilizados na indústria automobilística devida suas propriedades únicas de alta resistência a tração, baixa resistência ao escoamento e boa plasticidade [3]. O desenvolvimento de veículos com maior economia de combustível é um importante apelo ambiental que pode ser alcançado utilizando estruturas mais leves construídos com aços de elevada resistência [2,4]. Desta maneira podem-se usar chapas mais delgadas de aço, sem sacrificar a segurança. A Figura 1-3 mostra o compromisso entre o peso do veículo e o consumo de combustível dos automóveis.

O processo de fabricação dos aços *DP* geralmente é muito complexo. Após passos de laminação a quente e a frio, é realizado um recozimento intercrítico, onde parte da fase ferrita é transformada em austenita durante o aquecimento. A proporção das fases varia de acordo com a temperatura e o tempo de recozimento e por fim mais um passo de galvanização ou bobinamento pode ser necessário, ao tempo que o aço é mantido em um tratamento isotérmico de austêmpera durante determinado tempo.

Variações nos parâmetros industriais tais como temperatura de recozimento intercrítico, taxa de aquecimento, taxa de resfriamento, tempo e temperatura de galvanização, etc. influenciam nas microestruturas e propriedades resultantes dos aços. Para encontrar a microestrutura e propriedades ideais na produção dos aços, devem-se investigar quais serão os parâmetros a serem usados nas linhas industriais.

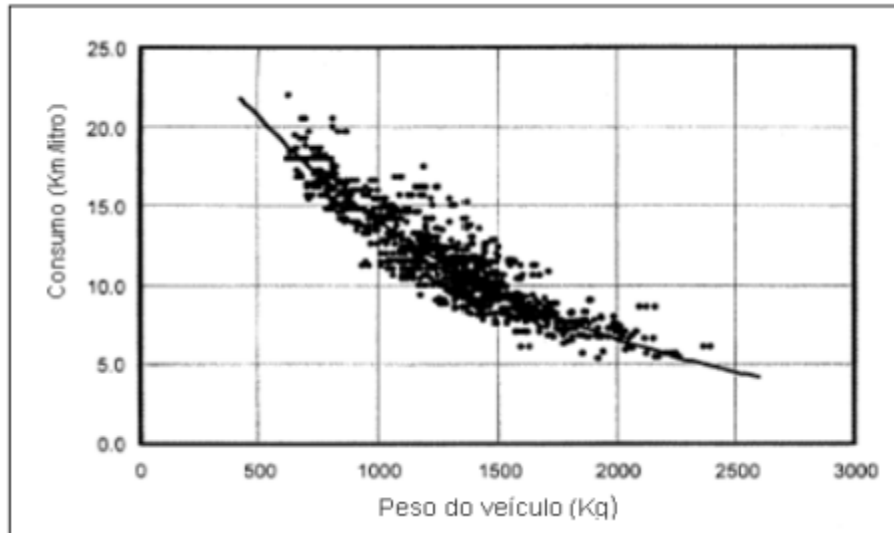


Figura 1-3 - Relação de consumo de combustível (Km/litro) e peso do veículo (kg).

O presente trabalho tem como objetivo investigar os efeitos dos parâmetros industriais nas microestruturas durante produção de duas composições de aços da série *Dual-Phase 980* laminados a frio. O primeiro conceito (*DP980*) era fabricado pelas Siderúrgicas da ArcelorMittal ao preço de patentes e maior quantidade de ligas de Mo, já o segundo, (*DP980Z*) foi desenvolvido com composição química distinta, principalmente substituindo, em parte, o uso de Mo - elemento de liga de alto custo - por Cr - elemento de liga relativamente mais barato - para garantir a temperabilidade, Si por Mn, para compensar a resistência por solução sólida, e Al para compensar o efeito de suprimir a formação de carbonetos durante a transformação bainítica, evitando a patente do Si existente no *DP980*.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços *Dual-Phase*

Um efeito bem conhecido em aumentar a resistência de materiais metálicos é a resultante perda em plasticidade. Via de regra, séries padrões de aços de alta resistência com propriedades a tração excedentes a 500 MPa tendem a uma plasticidade muito modesta. Aços HSLA microligados, aços refosforados e aços IF de elevada resistência geralmente oferecem plasticidade modesta quando apresentam resistência a tração maiores que 450 MPa.

A Figura 2-1 ilustra que para ambos os aços *Dual-Phase* (*DP*) e Plasticidade induzida por transformação (*TRIP*) oferecem uma maior resistência sem perda na plasticidade. Estes aços são caracterizados por uma alta taxa de encruamento (*DP* e *TRIP*), alto índice *BH* (*DP*), alta tensão de escoamento (*TRIP*), alta resistência a tração (*DP* e *TRIP*) e alta elongação uniforme (*TRIP*) [1].

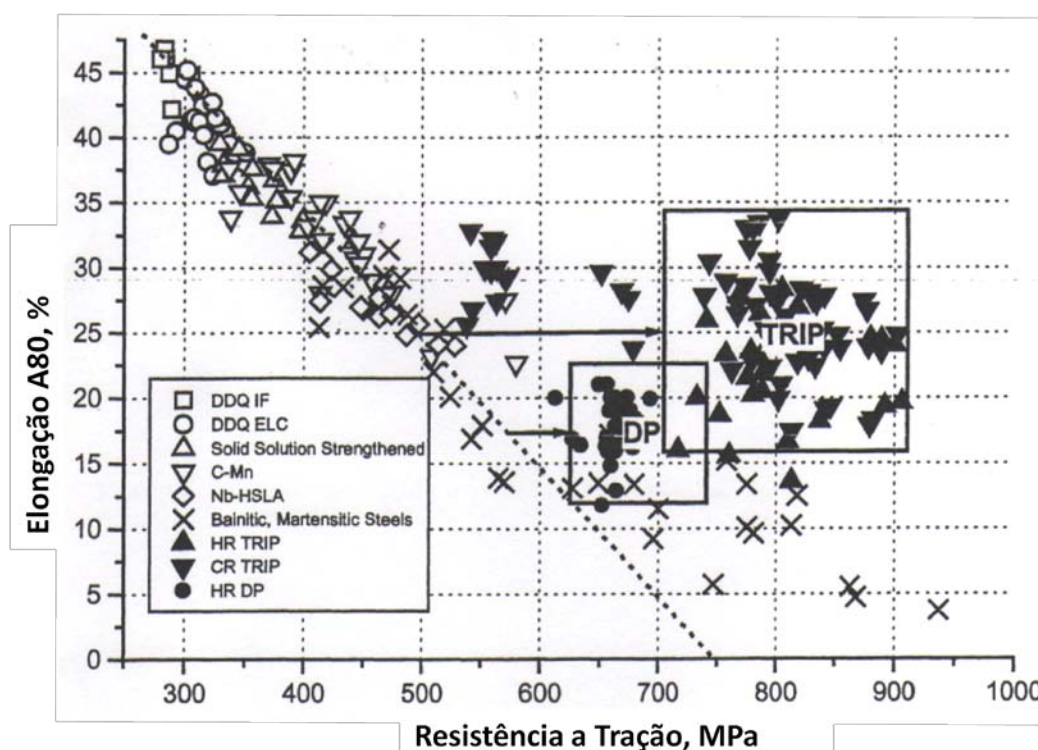


Figura 2-1 - Diagrama Elongação v.s. Resistência a tração para uma variedade de aços planos. Note clara vantagem dos aços *Dual-Phase* e *TRIP* em oferecer maior plasticidade em altas resistências.

Os aços *Dual-Phase* possuem algumas propriedades únicas em comparação aos outros aços de alta resistência. A mistura de ferrita macia e martensita dura, em sua microestrutura, levam a maiores ductilidades em uma dada resistência a tração. Uma variedade de tecnologias de resfriamento é usada em linhas de recozimento contínuo. Resfriamento mais

rápido promove a formação de martensita, portanto os aços *DP* são freqüentemente produzidos usando linhas de têmpera a água.

Ligas podem ser usadas para aumentar a temperabilidade, para possibilitar a formação de microestruturas *Dual-Phase* em taxas de resfriamento mais baixas. Tais microestruturas podem inclusive ser produzidas em bobinas recozidas em bateladas, embora a níveis de Mn muito altos: 2-3% em peso.

Os aços *Dual-Phase* oferecem combinação das seguintes propriedades [1]:

- Alta capacidade de estiramento;
- Comportamento de escoamento contínuo;
- Baixa razão resistência ao escoamento por resistência a tração
  - Na faixa de 0,45 a 0,64, e.g.  $r_r/r_m = 300\text{MPa}/600\text{MPa} = 0,5$ .
- Alta elongação ( $A_{80} > 15\%$ )
- Alta taxa de encruamento:
  - i.e. alto valor de coeficiente de encruamento ( $n$ ) o qual pode alcançar 0,3.
  - Isso posterga o empescoamento localizado e resulta em uma boa deformação uniforme.
- Alto índice *BH* devido à presença de C intersticial.

### 2.1.1 Microestrutura

O uso de aços *DP* pode levar a uma importante redução no peso (20-30%) para vigas de impacto, reforço de pára-choques e trilhos de assentos. Esses aços têm microestrutura composta de uma matriz macia ferrítica na qual ilhas de martensita dura são dispersas, tipicamente entre 5 e 50% em volume. A Figura 2-2 mostra uma microestrutura típica de um aço *DP*.

Quando as ilhas de martensita são formadas a partir da austenita, seu volume muda. Alinhados com o resultado da transformação, um campo de tensão localizado e discordâncias de distribuição não uniformes ocasionam um comportamento de escoamento contínuo, como é ilustrado na Figura 2-3. A relação entre o tamanho da martensita  $d$ , fração volumétrica  $f$  e espaçamento entre as ilhas  $L$ , é dado por:

$$L = 0,98 \cdot d \cdot \left( \frac{0,885}{\sqrt{f-1f}} \right) \quad \text{Equação 2-1}$$

A austenita, enriquecida com C durante o processamento, pode não transformar inteiramente para martensita, resultando na presença de pequenas quantidades de austenita

retida. A quantidade de austenita retida depende na temperabilidade da fase austenítica sendo transformada e do tamanho de suas partículas [1].

Para a maioria dos *DP* processados industrialmente, a presença de pequenas quantidades de outras fases, como a bainita e, em um menor grau, a perlita pode ser tolerada, pois não mudam significativamente as propriedades específicas dos *DP* desde que quantidade suficiente de martensita de baixa temperatura tenha sido formada. O conjunto das fases mais resistentes - martensita, bainita e perlita - é geralmente referido como “segunda fase”.

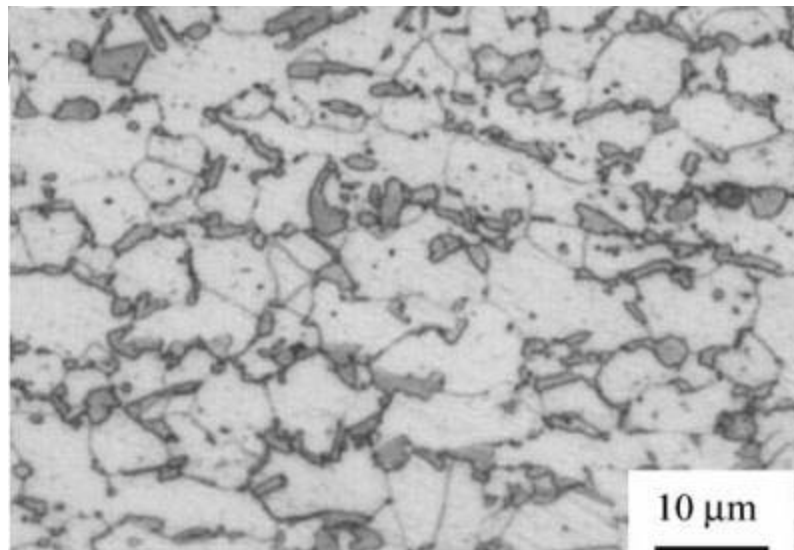


Figura 2-2 - Microestrutura típica de um aço *DP* - Em branco a ferrita e em preto a martensita.

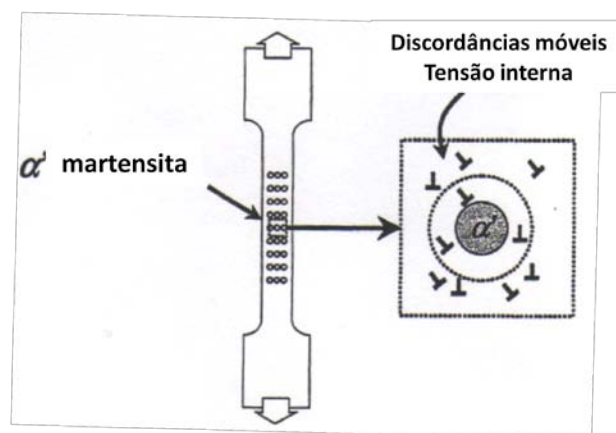


Figura 2-3 - Esquema de mudanças microestruturais ocorrendo durante a transformação de aços *DP*.

Aços *Dual-Phase* com consideráveis quantidades de bainita, também referidos como aços multifase, são produzidos através de um tratamento de austêmpera em temperaturas entre 300 e 500°C durante algum tempo após o recozimento intercrítico, havendo transformação da austenita para bainita livre de carbonetos (bainita-ferrita). A composição química destes aços



contém tipicamente 1,5% de silício para evitar a formação dos carbonetos na bainita. Alguns autores [4] pesquisaram a substituição de Si por Al para gerar o mesmo efeito. A Figura 2-4 mostra uma microestrutura típica dos aços *DP* multifase, onde a martensita é revelada em branco, a ferrita em marrom e a bainita em preto.

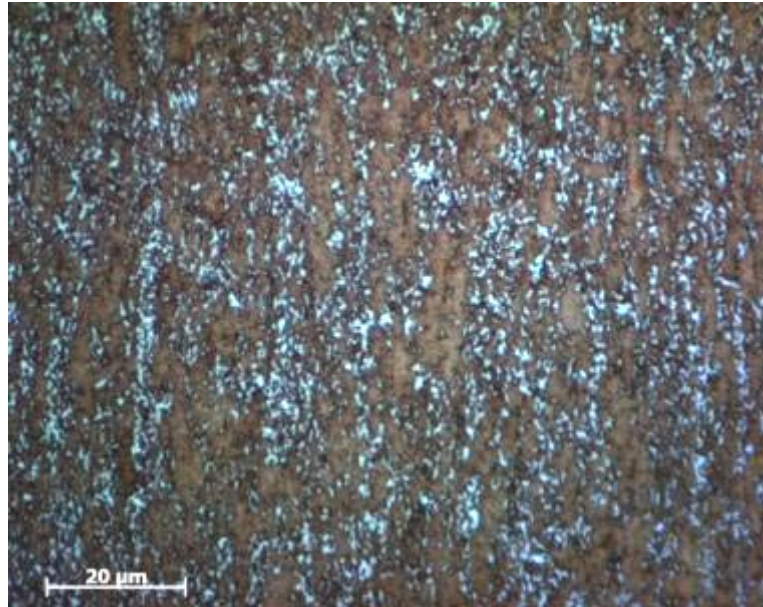


Figura 2-4 - Micrografia de um aço *Dual-Phase* laminado a frio após recozimento intercrítico (0,071%C, 2,498%Mn, 0,304%Cr, 0,104%Mo). Ferrita em marrom, Martensita em branco e em escuro a Bainita.

### 2.1.2 Composição Química

Aços *Dual-Phase* típicos são baseados nos aços Fe-C-Mn. Si e Cr são adições padrões em *DP* laminados a quente. V e especialmente Mo reprimem a formação de perlita e, portanto são freqüentemente encontrados na composição de aços *DP* padrão. A eficiência destes elementos em tornar mais fácil a transformação para martensita pode ser expressa por meio de taxa de resfriamento crítica necessária para a formação de martensita. Alguns autores [1,5] listam a seguinte equação para a taxa de resfriamento crítica:

$$2,5 \geq \log(Tx_{Resf}) \geq -1,1 \times Mn_{equivalente} + 2,8 \quad \text{Equação 2-2}$$

onde ,

$$Mn_{equivalente} = Mn + 124\%B + 3.\%Mo + \frac{3}{2}\%Cr + \frac{1}{3(\%Si+\%Ni)} + 1,2.\%Cu \quad \text{Equação 2-3}$$

Mn e Si são elementos que promovem endurecimento por solução sólida. Adições de Si e Cr são necessárias para evitar formação de perlita e bainita. Cr aumenta a temperabilidade e geralmente promove a formação da martensita. P pode ser adicionado para

um efeito de temperabilidade adicional e também é um elemento promovedor de ferrita. A microestrutura do *DP* laminado a frio é gerada pelas altas taxas de resfriamento a partir da região “intercrítica” de duas fases, ferrita e austenita, em um rápido ciclo de recozimento contínuo. A microestrutura *DP* pode também ser gerada após laminação a frio e recozida durante um lento ciclo de recozimento por bateladas, sendo necessária uma alta concentração de elementos de liga (Cr, Mo e Mn).

Em aços *Dual-Phase*, uma taxa de resfriamento tipicamente maior que 30°C/s é benéfica para o desenvolvimento de suas propriedades [3]. Razões de  $\sigma_{esc}/\sigma_{tração}$  menor que 0,7 são somente alcançadas a resfriamentos acima de 50°C/s. Adições de Cr e Mo diminuem drasticamente a taxa de resfriamento mínima necessária para obter uma microestrutura *Dual-Phase* [1].

**Tabela 2-1 - Elementos de liga freqüentemente utilizados em aços *DP*.**

<b>Elemento de Liga</b>	<b>Influência</b>
<b>C</b>	Determina a quantidade de segunda fase Poderoso agente de temperabilidade
<b>Mn</b>	Retarda a formação da perlita e bainita, aumenta a temperatura de transformação Estabilizante da austenita, diminui a solubilidade de C na ferrita Promove regular endurecimento por solução sólida
<b>Cr</b>	Retarda a formação da perlita e bainita, aumenta a temperatura de transformação Estabilizante da austenita, diminui a solubilidade de C na ferrita Promove insignificamente endurecimento por solução sólida
<b>Mo</b>	Reprime fortemente a transformação bainítica Elemento formador da ferrita Promove fortemente endurecimento por solução sólida
<b>Si</b>	Insignificante efeito na temperabilidade Promove ductilidade através de maior quantidade de austenita retida Promove endurecimento por solução sólida
<b>V</b>	Endurecimento por precipitação
<b>Nb</b>	Endurecimento por precipitação Estimula a transformação ferrítica durante laminação a quente
<b>Ti</b>	Endurecimento por precipitação
<b>B</b>	Inibe a transformação da austenita para a ferrita Aumenta fortemente a temperabilidade

O C é o mais poderoso agente de temperabilidade e controla a dureza, morfologia e quantidade de fase martensítica. Mn é adicionado devido sua particular eficiência em garantir

temperabilidade a baixos custos. A Tabela 2-1 apresenta uma revisão dos elementos ligas mais comuns para aços *DP*, juntamente com suas características mais importantes [4].

Durante o recozimento intercrítico, partição de Mn entre ferrita e austenita pode ocorrer, resultando em um conteúdo maior de Mn na austenita, em seguida, promovendo um aumento na temperabilidade. Como B inibe a transformação de austenita para a ferrita, é um elemento de liga inapropriado para o caso dos aços *Dual-Phase* laminados a quente. Mn e C apresentam efeitos similares. Cr é o elemento de liga ideal para obter a menor razão  $\sigma_{esco}/\sigma_{tração}$ , pois não fortifica a ferrita e decresce a solubilidade de C na ferrita [1].

Elementos micro-ligas como V, Nb e Ti podem ser adicionados em pequenas quantidades para fornecer endurecimento por precipitação na ferrita e melhor controle no tamanho de grão. Aços *DP* de alta resistência utilizam este conceito para aumentar sua resistência à tração [4]. Esses elementos produzem o efeito de retardar a recristalização que ocorre durante o aquecimento, antes de entrar na região intercrítica. O mecanismo que entra em funcionamento pode ser tanto o retardo por soluto, ou seja, devido ao enriquecimento do soluto Nb na fronteira de grão, ou precipitação induzida por deformação, como visto no grande retardo da recristalização de aços HSLA que contém Nb e C [1].

O Si tem um importante papel na obtenção de aços multifase com propriedades *Dual-Phase* que necessariamente precisam passar por um passo de austêmpera em torno de 300 a 500°C, por motivo de galvanização, por exemplo, após o recozimento intercrítico. Nesta temperatura ocorre a transformação bainítica superior, a qual confere propriedades mecânicas empobrecidas ao aço *DP* [5] devido à formação de carbonetos mais grosseiros ao redor da ferrita, entretanto, o Si tem o poder de suprimir essa formação [6]. Isto é geralmente explicado pelo fato de que o Si tem solubilidade extremamente baixa na cementita. Como a reação bainítica ocorre em condições de para-equilíbrio, é improvável que a difusão do Si a longo alcance para fora da cementita possa ter um papel significativo. Ou seja, não é esperado que o Si influencie a taxa de crescimento dos carbonetos durante a transformação bainítica. O efeito do Si deve, portanto ser limitado a sua influência na nucleação da cementita, a força motriz para a transformação e o coeficiente de atividade do C na ferrita, austenita e cementita. Maior concentração de Si ao redor de um núcleo de cementita poderia aumentar consideravelmente a atividade do C localmente e prevenir a difusão de C para o núcleo [7].

O C durante a transformação é rejeitado para a austenita, e a formação de bainita livre de carbonetos (bainita-ferrita) sucede. A austenita se torna mais estável, pois se encontra mais enriquecida em C quanto maior for a reação bainítica, diminuindo a temperatura  $M_s$ . Aços

*TRIP* também usam o mesmo conceito. Entretanto esses aços apresentam em sua microestrutura frações consideráveis de austenita retida, em vez de martensita. Isto é possível devido à maior concentração média de C no aço e em muitos casos a presença de Ni, que interage com a interface móvel induzindo a um possível efeito de retardo por soluto [8]. Após a austêmpera, nos aços *TRIP*, a austenita se torna tão enriquecida em C que a transformação martensítica deste aço só ocorreria em temperaturas abaixo da temperatura ambiente.

O Al também apresenta o mesmo efeito de suprimir a formação de carbonetos. Etienne Girault et. al. [9] demonstra que o Al, quando substituído por Si em mesma proporção, confere o efeito de suprimir a formação de carbonetos quase tão bem quanto o Si, entretanto deve-se considerar que o Si confere maior endurecimento por solução sólida a ferrita. Além do mais, a taxa de encruamento da ferrita é conhecida por aumentar com a adição de Si e por ser insignificamente afetada pela adição de Al. A Figura 2-5 abaixo mostra a curva de tensão v.s deformação realizada em um ensaio de tração uniaxial para os aços *TRIP* com e composições químicas idênticas exceto pelos elementos Si e Al. Foram escolhidos processamentos para cada aço otimizando a resistência a tração dos mesmos.

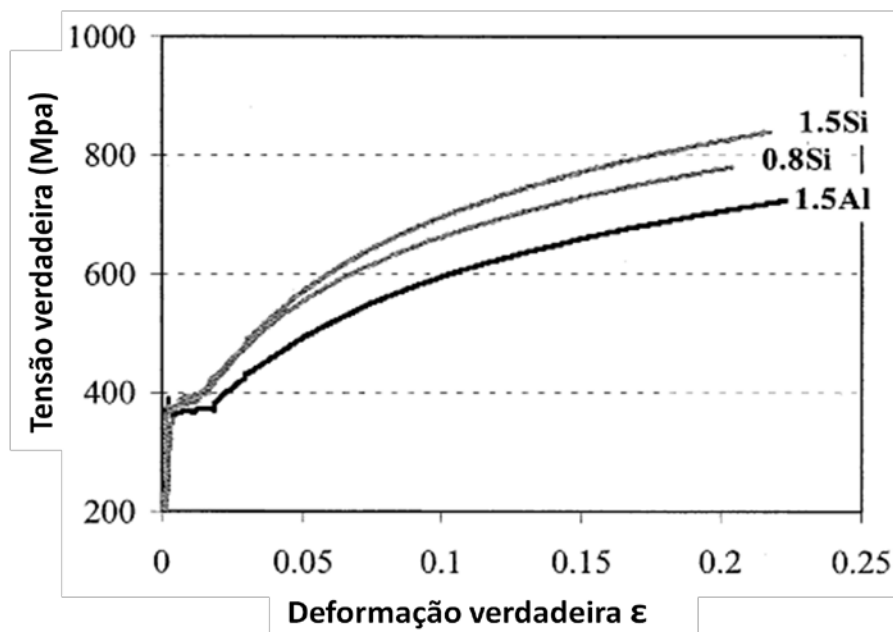


Figura 2-5 - Curva de tensão verdadeira vs. deformação verdadeira em ensaio de tração uniaxial para os aços com 1,5% Si, 0,8% Si e 1,5% Al.

O autor relata que a maior taxa de encruamento e maior resistência dos aços que usam Si para suprimir a formação de carbonetos é de fato devido ao maior endurecimento por solução sólida do Si em comparação ao Al. Foi mostrado que o Al também foi eficiente no efeito de evitar a formação dos carbonetos, pois com maior tempo na austêmpera, maior se

tornava a concentração de C na austenita residual. Contudo o Si ainda demonstra evitar a formação de carbonetos mesmo em tempos de austêmpera muito longos, enquanto o aço ligado com mesma proporção de Al era eficiente por um tempo menor. A adição de apenas 0,8% de Si também demonstrou eficiência em evitar formação de carbonetos por um tempo mais curto. Em tempos de austêmpera maiores que 200 segundos tanto o aço com 0,8% de Si quanto o aço com 1,5% de Al começaram a apresentar formação de carbonetos, pois a austenita residual empobrecia em C a partir deste tempo. Como pode ser visto na Figura 2-5, o aço com 0,8% de Si na sua composição química apresentou maior endurecimento por solução sólida e taxa de encruamento que 1,5% de Al [9].

Um das importantes características cinéticas da reação bainítica é a transformação incompleta: a transformação pára antes da fração volumétrica de ferrita alcançar o valor esperado pela regra da alavanca entre ferrita e austenita. Isso é observado em aços de alto Si ou Al as quais produzem bainita livre de carbonetos, mas também em aços com elementos fortemente formadores de carbonetos como Cr e Mo. Novamente isto sustenta a ocorrência de uma interação especial da interface crescente com os elementos solutos. Entretanto, se a adição de Si ou Al não for suficiente, a precipitação de carbonetos fornece sumidouros extras para o C e fluxo adicional acelera esta transformação [8].

## **2.2 Processamento dos aços DP laminados a frio**

Em linhas de processamento industrial a temperatura e tempo de imersão dos aços são limitados, o que significa que a fração de equilíbrio das fases e o equilíbrio de conteúdo de solutos substitucionais nas diferentes fases nunca são alcançados [7]. Este fato complica o estudo dos aços e suas cinéticas de transformações.

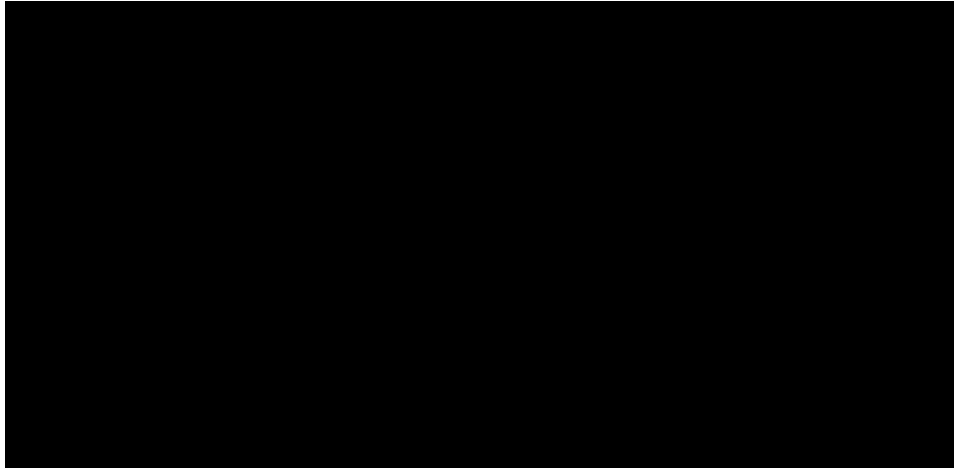
A microestrutura dos DP é gerada por uma alta taxa de resfriamento a partir de uma região “intercrítica” de duas fases, ferrita e austenita, em um rápido ciclo de recozimento. A microestrutura DP também pode ser gerada, após laminação a frio, durante um lento ciclo de recozimento por bateladas, necessitando uma alta concentração de elementos de liga (Cr, Mo e Mn) [4].

Para aços DP laminados a frio, a microestrutura de partida é geralmente um mistura de perlita e ferrita altamente deformadas a frio, quando a temperatura de bobinamento é na faixa de 600-700°C. Temperaturas de bobinamento mais baixas não necessariamente levam a propriedades significativamente melhores do material. Estrutura de bandas quentes completamente bainíticas levam a uma microestrutura DP mais uniforme após o recozimento,

o que leva a um leve aprimoramento nas propriedades de fadiga. Os níveis de resistência aumentam levemente com a quantidade de redução a frio [4].

Uma lista de aços usados no desenvolvimento da série de *DP* laminados a frio é mostrado na Tabela 2-2. Todos os aços são séries de *DP* laminados a frio para uma redução de espessura total de 75-80% [4].

**Tabela 2-2 - Composição química de aços *DP* laminados a frio (% em peso).**



### **2.2.1 Influência da Temperatura de recozimento e tempo**

A recristalização da ferrita laminada a frio ocorre muito rapidamente e é completa antes mesmo de ser alcançada a temperatura de recozimento intercrítica. A formação de austenita durante recozimento intercrítico pode ser separada em vários passos. A primeira é uma nucleação instantânea da austenita a partir das partículas de cementita ou perlita, seguido por um rápido crescimento da austenita até os carbonetos ou a perlita estarem completamente dissolvidos. O próximo passo é o lento crescimento da austenita para dentro da ferrita. A taxa é controlada primeiramente através da difusão de carbono na austenita e depois por menor difusão do Mn da ferrita para a austenita durante a partição. Finalmente, há um equilíbrio muito lento de ferrita e austenita em uma taxa controlada pela difusão de Mn na austenita [4].

Há somente uma menor influência da temperatura de recozimento: um aumento limitado de ambos  $\sigma_{\text{tração}}$  e  $\sigma_{\text{esc}}$  e um pequeno decréscimo na quantidade de ferrita para amostras de aços *DP* não temperadas. Uma grande fração de austenita, formada durante a o recozimento intercrítico, retransformou-se para ferrita durante o resfriamento. Aumentando o tempo ou temperatura do recozimento resulta em uma maior partição de Mn para a austenita. A ferrita mais limpa resultante tem uma melhor ductilidade, sem perda de resistência a tração.

O Manganês é um estabilizador da austenita e tem uma maior solubilidade na austenita que na ferrita (Figura 2-6). Quando uma liga A é recozida em uma região de duas fases, partição do manganês entre a austenita e ferrita ocorrerá: a razão de manganês na austenita para a ferrita é definido pelo coeficiente o qual irá variar com a temperatura de recozimento e, inicialmente, com o tempo mantido isotermicamente antes de alcançar um valor de equilíbrio. O equilíbrio da partição de Mn é determinado por seu potencial químico na austenita e ferrita.

A partição do Mn durante recozimento intercrítico é de grande relevância devida sua importância na transformação austenita para martensita e por dar resistência por solução sólida a austenita em aços *DP*. Shoujin e Martin [10] previram um modelamento analítico baseado na difusão do Mn, crescimento da austenita e equilíbrio de massas, para o perfil da distribuição de Mn na austenita e ferrita. O efeito do tamanho de grão da austenita e o tempo de recozimento durante partição do Mn foi previsto pelo modelo e comparado com resultados experimentais. O modelo criado obteve uma boa previsão da relativa mudança no conteúdo de Mn durante a partição.

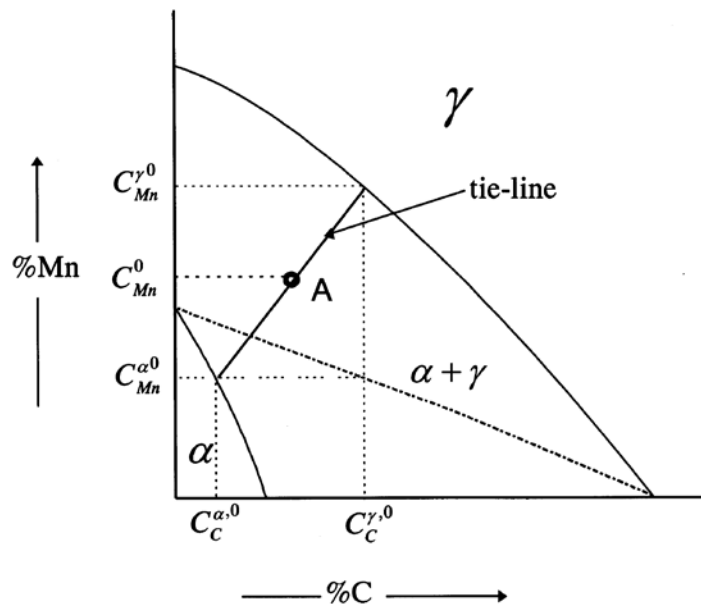


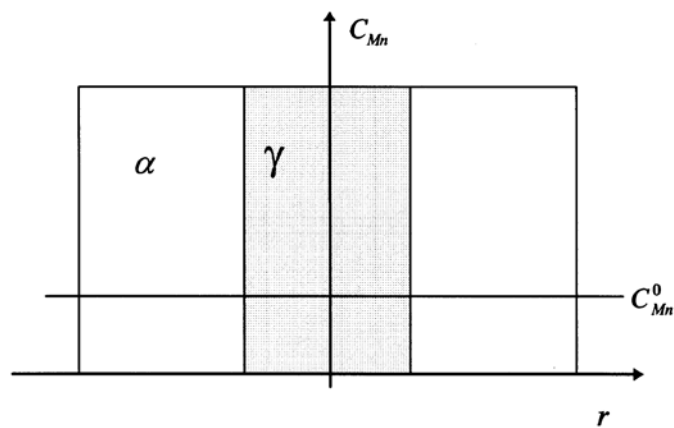
Figura 2-6 - Conteúdo de Manganês na austenita e ferrita para liga A no canto rico em ferro do diagrama ternário Fe-Mn-C.

A partição do Mn ocorre durante a formação dos aços *DP* como segue:

- a. Transformação da perlita para austenita (dissolução da perlita). Isto é controlado pela difusão de carbono dentro do espaçamento interlamelar da perlita ( $\sim 0,2\mu\text{m}$ ) e é muito rápido, ocorrendo em poucos segundos ou menos.

- b. Os grãos adjacentes da austenita formada crescem ambos para dentro e ao longo da fronteira de grão da ferrita. Este passo é controlado pela difusão de carbono e manganês.
- c. Equilíbrio final dentro da austenita. O gradiente de concentração dos elementos substitucionais como o manganês serão determinados por suas difusões através dos grãos de austenita.

Considerando o crescimento da austenita em forma de agulha no meio da ferrita, a Figura 2-7 mostra o eixo X como distância do centro do cilindro austenítico na direção radial, e Y o eixo da concentração de Mn [10].



**Figura 2-7 - Sistema de modelamento para a difusão de manganês entre austenita e ferrita durante recozimento intercrítico.**

Após a nucleação da austenita, a difusão do Mn ocorre. Inicialmente, a concentração de Mn na ferrita é muito maior que o máximo de solubilidade que a fase suporta, e a concentração de Mn na austenita é muito menor que o máximo de solubilidade de Mn na austenita; Portanto, Mn irá se difundir da ferrita para a austenita através dos contornos de grão entre as duas fases, o conteúdo de Mn nas fronteiras da ferrita e austenita é  $C_{Mn}^{\alpha 0}$  (a solubilidade de equilíbrio de Mn na ferrita em temperatura T) e  $C_{Mn}^{\gamma 0}$  (a máxima solubilidade de Mn na austenita em temperatura T), respectivamente, os quais são determinados pelo potencial químico nestas fases. Shoujin e Martin [10] ainda observam que a taxa de difusão de Mn na austenita aumenta com o conteúdo de Mn da liga.

Devido à taxa de difusão do Mn na ferrita ser três ordens maior que na austenita, a difusão do Mn a partir da ferrita irá formar uma zona rica em Mn (a concentração de Mn é  $C_{Mn}^i$ , a qual é variável) na interface entre a ferrita e a austenita, além de dissolver para austenita. A dimensão interior desta zona rica em Mn é o tamanho de grão da austenita, e a outra dimensão é o diâmetro interior do “cilindro” da ferrita. Gradientes de concentração de



Mn existem em uma região dentro da austenita ( $< r_\gamma$ ) e dentro da ferrita ( $> r_\alpha$ ) antes de alcançar o equilíbrio. A relação de dimensões é mostrada na Figura 2-8 como:

$$r_\gamma + \Delta r = r_\alpha \quad \text{Equação 2-4}$$

onde  $\Delta r$  é a espessura do aro rico em Mn na interface, o qual é da escala da fronteira de grão. Ambos  $r_\gamma$  e  $r_\alpha$  aumentam com o tempo de recozimento em uma dada temperatura, o que significa que a fronteira entre austenita e a ferrita estão está se movendo.

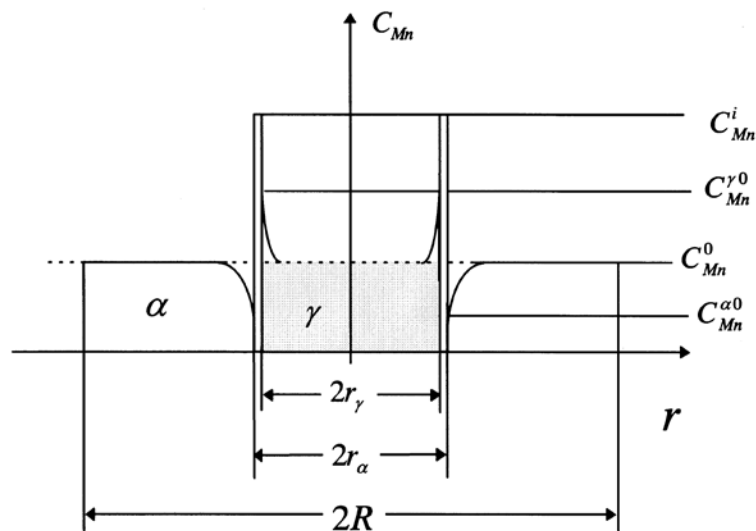
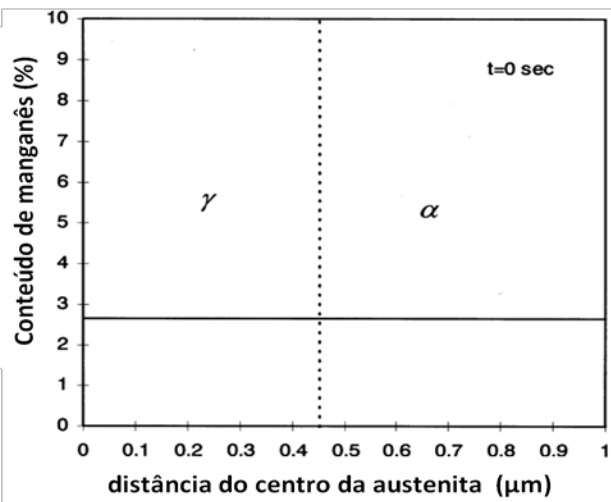
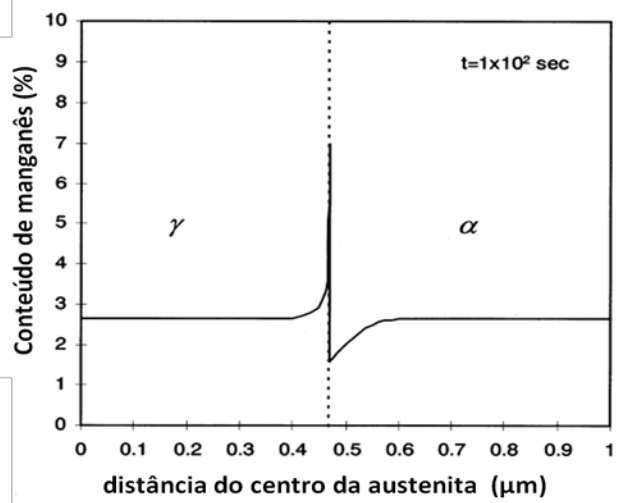


Figura 2-8 - Ilustração da distribuição de manganês na austenita e ferrita durante recozimento intercrítico.

Durante o recozimento, o Mn supersaturado na ferrita irá mover para a fronteira para formar o aro rico em Mn, o que é a fonte de Mn para a difusão para a austenita. Este Mn irá difundir para a austenita até que o gradiente de Mn na austenita seja eliminado. A Figura 2-9 mostra um exemplo do modelo que prevê a distribuição do Mn para diversos tempos em 680°C em um aço Fe-Si-Mn (2,67% Mn em peso), tamanho de grão da austenita/martensita de 0,56  $\mu\text{m}$ , tamanho de grão da unidade igual a 10  $\mu\text{m}$ , fração volumétrica final da austenita/martensita = 31,5%, espessura do aro rico em Mn na fronteira de grão da ferrita-austenita de 0,001  $\mu\text{m}$ . Considerou-se a máxima solubilidade de Mn em 680°C igual a 5,0% em peso, e o máximo conteúdo de Mn na ferrita como 1,6% [10].



(a)



(b)

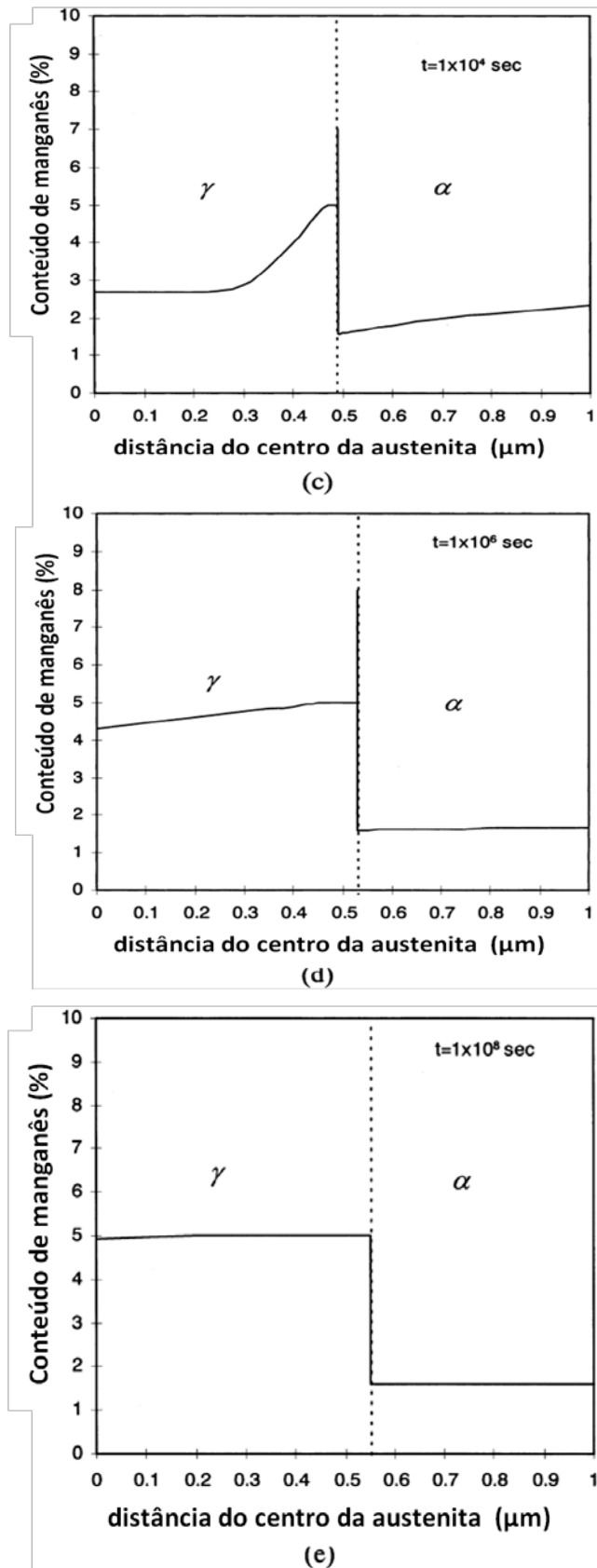


Figura 2-9 - Previsão da distribuição de Mn em função do tempo de recozimento em  $680^\circ\text{C}$  para um aço 0,11%C – 2,67% Mn: (a) em  $t = 0$  s, (b) em  $t = 10^2$  s, (c) em  $t = 10^4$  s, (d) em  $t = 10^6$  s, (e)  $t = 10^8$  s.

O efeito do tamanho de grão austenítico na partição do Mn é mostrado na Figura 2-10; quanto menor o tamanho de grão, menor é o tempo necessário para alcançar o equilíbrio final da partição. A razão de partição aumenta mais rapidamente para menores tamanhos de grão austenítico, antes de alcançar o equilíbrio [10].

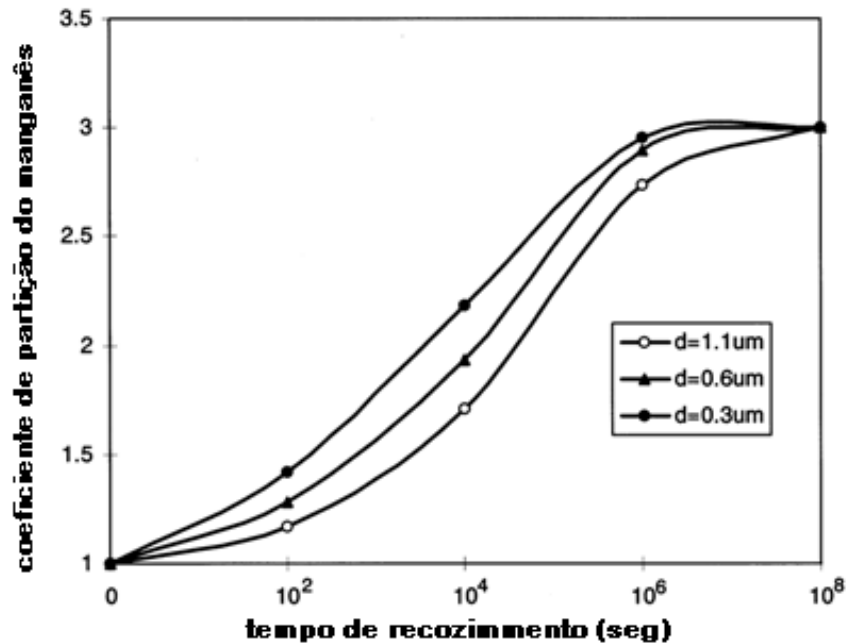


Figura 2-10 - Efeito previsto do diâmetro do grão austenítico sobre a partição do Mn.

### 2.2.2 Ciclos de recozimento industriais

Na maioria dos ciclos de recozimento industriais, não é possível resfriar as tiras para a temperatura ambiente imediatamente após o recozimento intercrítico. Uma permanência prolongada na faixa de temperatura de 300-500°C é freqüentemente inevitável. Em caso de linhas de galvanização (LG), onde o material deve passar em um banho de zinco fundido, a temperatura do aço deve ficar em 460°C por pelo menos vários segundos. Esta temperatura é fixa devido ao ponto de fusão do Zn. No caso de linhas de produção de recozimento contínuo (LPRC), uma seção de envelhecimento, tipicamente 300-400°C para o processo de séries de baixo carbono, podem, entretanto ser mais facilmente variadas [4].

Como é mostrado na Figura 2-11, o conteúdo de carbono da austenita, presente após o recozimento, é importante para a cinética de transformações de baixa temperatura. Aumentando este conteúdo de carbono resulta em uma temperabilidade muito maior. A formação de bainita deve ser evitada para obter menor razão  $\sigma_{esc} / \sigma_{tração}$  devido a uma microestrutura puramente ferrita + martensita. Mais elementos de liga os quais reprimem a formação bainítica, como Cr e Mo, devem, portanto ser adicionados. Como pode ser visto na

Figura 2-11, uma LPRC com uma baixa temperatura de envelhecimento é mais apropriada para a produção de aços puramente *DP* [4].

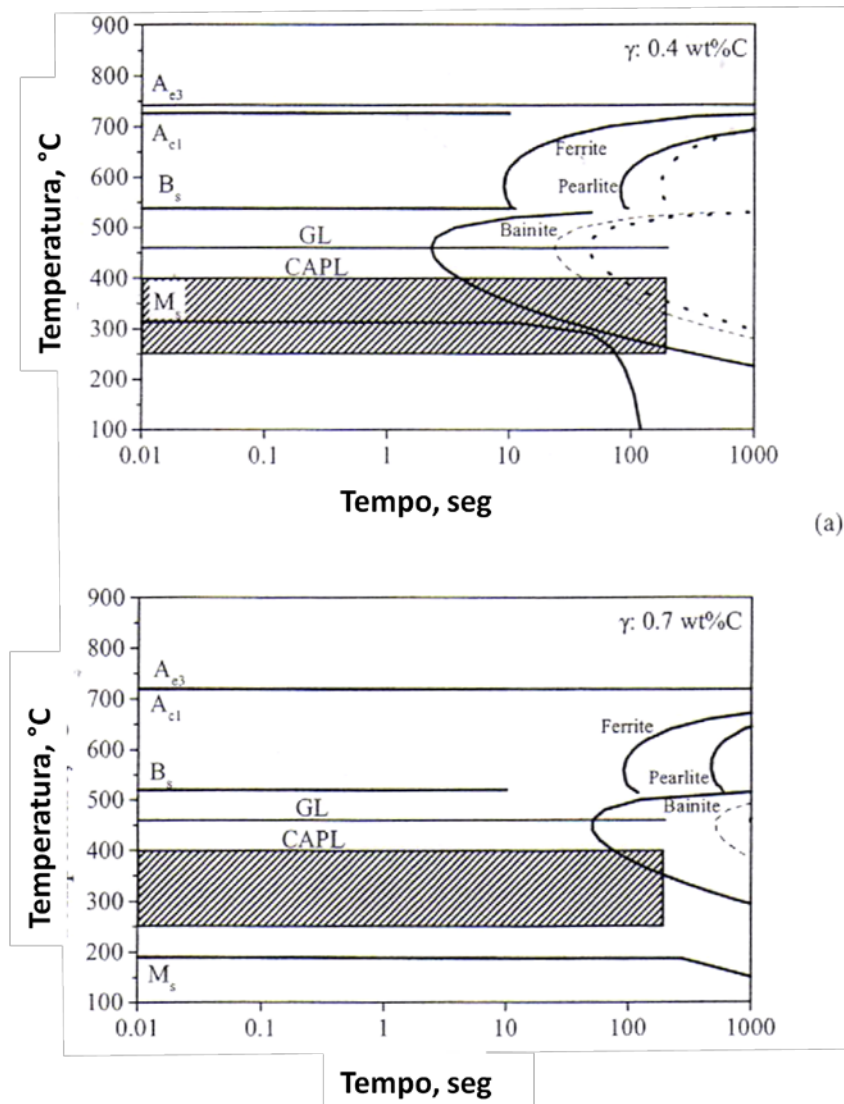


Figura 2-11 - Diagrama TTT calculado baseado em um aço CrMo. Comportamento da transformação da austenita contendo 0,4 %C (a) e 0,7 %C (b).

Um exemplo de um típico ciclo de LG de recozimento é mostrado na Figura 2-12. Melhores propriedades de um aço galvanizado podem ser obtidas através de um *galvannealing* que um tratamento de galvanização. O aumento de temperatura depois da zincagem irá deteriorar mais as propriedades *DP*.

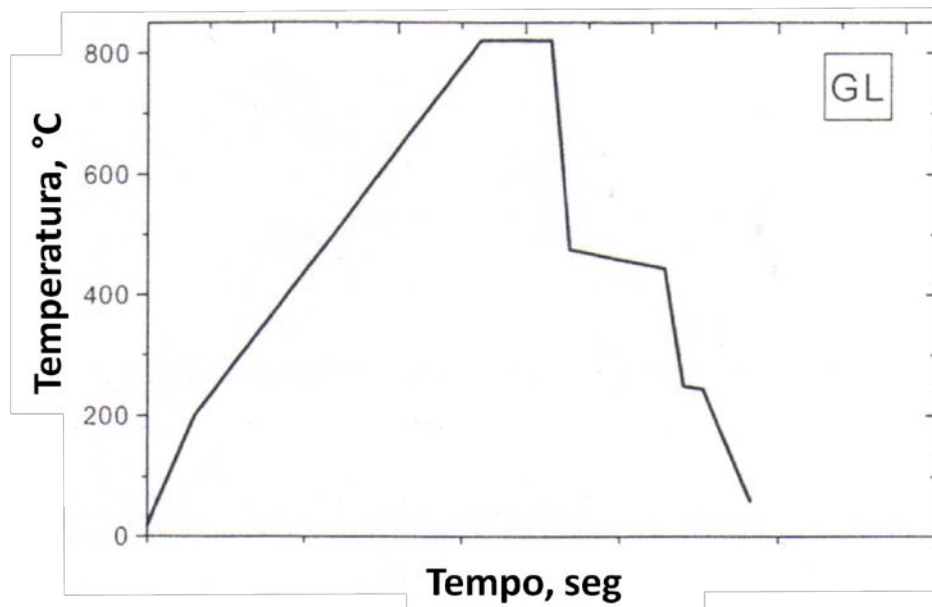


Figura 2-12 - Ciclo de recozimento típico de uma LG, com temperatura de imersão de 820°C.

A influência da temperatura de imersão nas propriedades do aço é mostrada para a variação da composição de *DP* de baixo C na Figura 2-13.

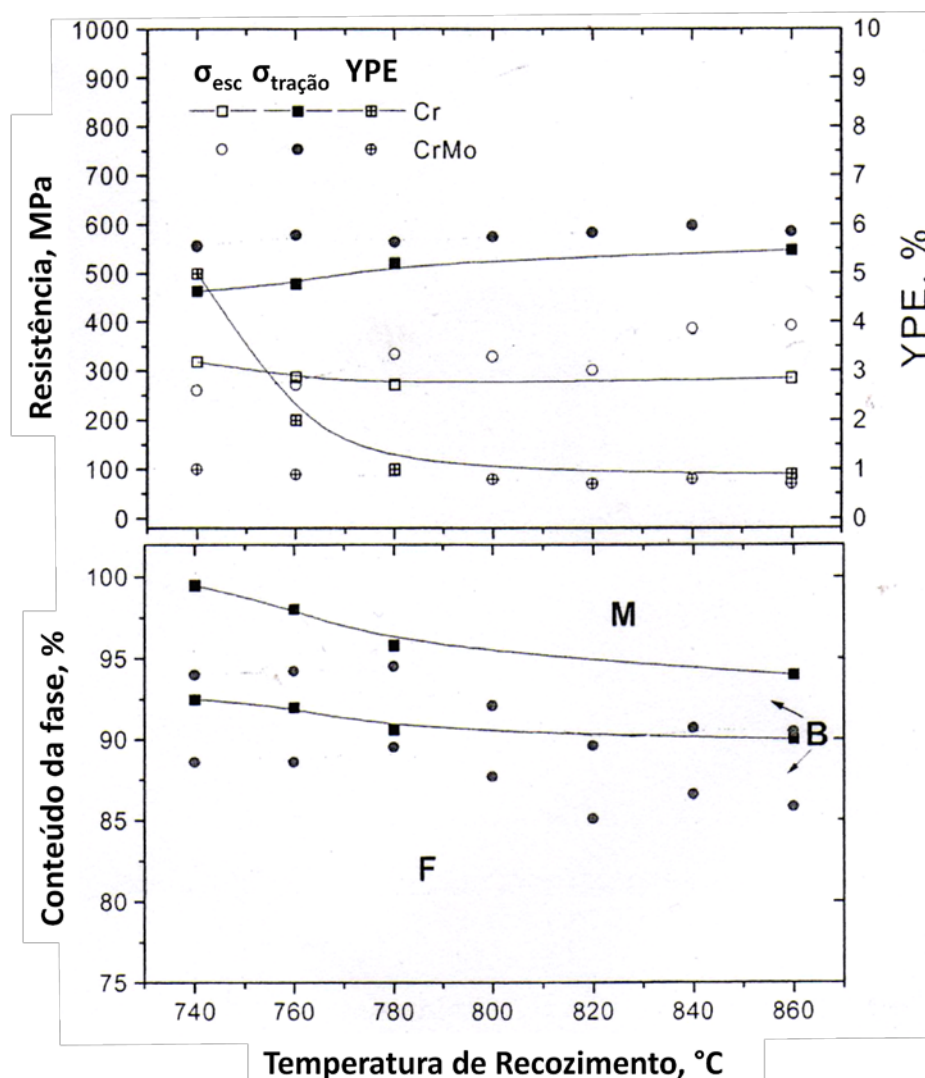


Figura 2-13 - A influência da mudança na temperatura de recozimento na Resistência a tração e ao escoamento, a deformação no escoamento (YPE) e a composição de fase (B = Bainita, F = Ferrita e M = Martensita e austenita retida) de ligas de Cr e CrMo (velocidade da linha de 150 m/min).

Há apenas uma menor influência da temperatura de imersão nas propriedades enquanto esta se mantém no valor intercrítico. Se o recozimento é totalmente feito dentro da faixa austenítica, o conteúdo de ferrita diminui drasticamente, resultando em um aumento da resistência a tração e perda de ductilidade.

A Figura 2-13 mostra que mesmo uma simulação de linhas de alta velocidade não consegue evitar a presença de uma pequena deformação no escoamento (YPE - Yield Point Elongation) para DP de baixo carbono. Sem adição de Mo, é verificado um maior aumento de YPE para baixas temperaturas de recozimento. Adição de Cr é ainda mais restrita já que a galvanizabilidade cai severamente para adição do elemento maior que 0,5% em peso. Mo é necessário para obter uma quantidade suficiente de martensita [4].

## 2.3 Propriedades Mecânicas dos DP laminados a frio

Para os aços DP, a resistência é dada pela regra linear das misturas das fases [1, 5]:

$$\sigma_{DP} = \sigma_{\alpha} \times f_{\alpha} + \sigma_{\alpha'} \times (1 - f_{\alpha}) \quad \text{Equação 2-5}$$

com  $f_{\alpha}$  a fração volumétrica da  $\alpha$ -ferrita,  $\sigma_{\alpha}$  e  $\sigma_{\alpha'}$  a resistência da  $\alpha$ -ferrita e martensita, respectivamente. Para cada fase a resistência pode ser calculada baseada nas equações que serão descritas adiante. Uma grande dispersão no valor gerado pela fórmula acima, claramente ilustra que mesmo se a fração volumétrica de martensita é o principal parâmetro influenciando as propriedades mecânicas, grandes variações nestas propriedades são possíveis como resultados de variações na dureza, fração volumétrica, tamanho e distribuição da fase martensítica. Ademais, a presença de bainita na microestrutura pode complicar a questão [1].

### 2.3.1 Resistência da Ferrita

A resistência ao escoamento do ferro puro é dependente da temperatura. A resistência intrínseca da ferrita está entre 40-64 MPa em 273K. A resistência total da ferrita é dependente de múltiplos mecanismos de endurecimento.

$$\sigma_e = \sigma_0 + \sigma_{SS} + \sigma_{gs} \quad \text{Equação 2-6}$$

Na Equação 2-6,  $\sigma_{gs}$  é a resistência intrínseca,  $\sigma_{SS}$  o endurecimento por solução sólida e  $\sigma_{gs}$  o efeito do menor tamanho de grão. Outros efeitos de endurecimento como por precipitação ou influência da textura são de menor importância para aços puramente *Dual-Phase*.

Elementos de liga substitucionais têm um efeito na resistência por solução sólida de (% de elementos de liga em peso) [1]:

$$\sigma_{SS}(\text{MPa}) = 680P + 83Si + 32Mn + 38Cu + 33Ni \quad \text{Equação 2-7}$$

A influência na resistência a tração e ao escoamento dos mais importantes elementos de liga é esquematicamente mostrada na Figura 2-14. Dependendo das adições, uma resistência extra de 100-150 MPa é obtida devido aos elementos de liga substitucionais.

Ambos os elementos de liga intersticiais C e N têm um efeito de aumento na resistência de aproximadamente 5000 MPa x % peso, o qual dá ao C uma contribuição de 100 MPa na resistência da ferrita [4].



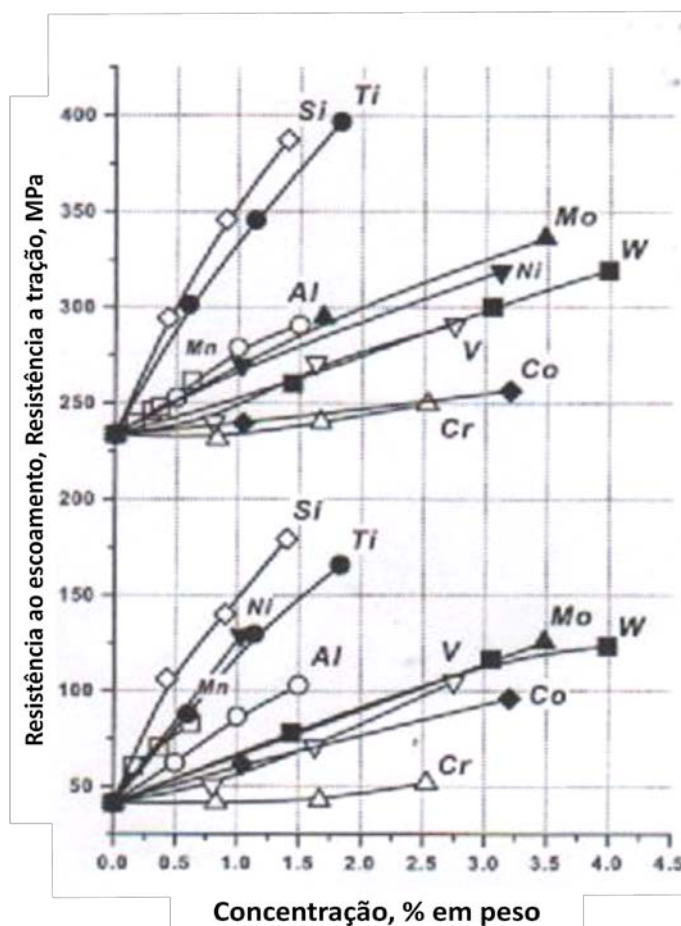


Figura 2-14 - Aumento na tensão de escoamento e resistência a tração v.s. concentração dos elementos de ligas.

O tamanho de grão ferrítico também influencia na resistência. Este efeito é descrito pela curva de Hall-Petch:

$$\sigma_{gs} = \sigma_0 + K/\sqrt{d} \quad \text{Equação 2-8}$$

Em aços padrões, o valor de  $\sigma_0$  e  $K$  foram determinados em 30 MPa e 21,8 MPa.mm<sup>1/2</sup>, respectivamente. Para um tamanho de grão típico de aços *DP* ( $d = 5 \mu\text{m}$ ), o efeito na resistência é de 308 MPa [1].

A resistência da bainita presente na microestrutura dos aços *Dual-Phase* com Si suficiente para evitar a formação de carbonetos pode ser calculada de forma semelhante à ferrita, já que a bainita formada tem estrutura de uma ferrita livre de intersticiais, entretanto a presença de camadas alternadas de filmes finos de austenita retida de alto C pode complicar a questão. Também se deve considerar que tensões residuais e um grande número de discordâncias móveis ao redor da bainita e da ferrita são formados devido à transformação

bainítica, atuando semelhantemente a transformação martensítica para gerar propriedades *DP* ao aço, embora a mudança de volume da formação martensítica é mais acentuada. Os parâmetros usados para calcular a bainita são aqueles que dão o melhor ajuste com os parâmetros experimentais de tensão/deformação do aço “compósito”.

### 2.3.2 Resistência da Martensita

A contribuição da resistência total da martensita consiste em vários mecanismos de resistência [4]:

$$\sigma_M = \sigma_0 + \sigma_c + \sigma_{SS} + K_L(\bar{l})^{-1} + K_D\rho_d^{0,5} \quad \text{Equação 2-9}$$

com:

- $\sigma_0$  resistência do puro ferro recozido, 64 MN m<sup>-2</sup> em 300K;
- $\sigma_c$  resistência por solução sólida devido ao C;
- $\sigma_{SS}$  endurecimento por solução sólida;
- $K_L$  coeficiente de resistência devido ao tamanho da martensita em sarrafo;
- $\bar{l}$  espessura média do sarrafo, tipicamente 0.2  $\mu$ m para martensita em sarrafo;
- $K_D$  coeficiente para resistência devido às discordâncias, 7,34\*10<sup>-6</sup> MN m<sup>-1</sup>;
- $\rho_D$  densidade de discordâncias, tipicamente 10<sup>15</sup> – 10<sup>16</sup> m<sup>-2</sup> para martensita em sarrafo.

A principal contribuição para a resistência da martensita é a por solução sólida de carbono. A resistência ao escoamento tem sido relatada em seguir a raiz quadrada ou uma dependência linear no conteúdo de carbono conforme Equação 2-10 e Equação 2-11.

$$\sigma_{0,2\%TE}(\%C) = 414 + 1724 (\%C)^{1/2} \quad \text{Equação 2-10}$$

$$\sigma_{0,2\%TE}(\%C) = 662 + 2758 (\%C) \quad \text{Equação 2-11:}$$

As equações são baseadas em dados experimentais para aços com menos de 0,2% em peso de C.

O efeito de resistência por solução sólida substitucional pode ser determinada da mesma maneira como feita para ferrita, e é estimada em ser em torno de 100 MPa.

A resistência devido às discordâncias é dada pela Equação 2-12 [4]:

$$\sigma_p = k_d(\rho_D)^{0,5} \cong 7,34 \times 10^{-6}(\rho_D)^{0,5} \quad \text{Equação 2-12:}$$

Para uma densidade de discordância de  $10^6$ , sua contribuição na resistência é de 734 MPa.

Para uma típica espessura de sarrafo ( $0,2 \mu\text{m}$ ) encontrada em martensita de baixo carbono, a contribuição dos sarrafos na resistência é ao redor de 56 MPa [4].

É importante perceber que a martensita em aços *DP* contém tipicamente entre 0,4 e 0,7 % em peso de C. Martensita em placas, com baixa densidade de discordância e maclas finas, é presente na Martensita com conteúdo mais alto de C. Neste caso, para certa parte da martensita, o efeito das discordâncias será reduzido, mas mais que compensado pelo pequeno tamanho das maclas [4].

Deve-se ter em mente que maior volume de martensita aumenta a resistência à tração do aço devido à maior fração volumétrica da fase dura, mas por outro lado, o conteúdo de C da martensita diminui com o aumento da fração volumétrica da fase. Como é conhecida, a resistência da martensita é principalmente determinada pelo seu conteúdo de C [11].

### 2.3.3 A resistência do aço

Aços *Dual-Phase* podem ser aproximados como um compósito, para cálculos de resistência. A resistência total pode ser estimada se a fração volumétrica  $V_i$  e a resistência  $\sigma_i$  de cada fase são conhecidas:

$$\sigma_{TOTAL} = \sigma_i \times V_i = \sigma_\alpha V_\alpha + \sigma_{\alpha'} V_{\alpha'} \quad \text{Equação 2-13:}$$

O decréscimo na quantidade de bainita em aços *DP* com ferrita, bainita e martensita leva a uma menor razão resistência e tensão de escoamento, mas a uma melhor porcentagem de alongamento e expoente de encruamento. Pequenas quantidades de bainita em *DP* ferrítico-martensítico levam a uma melhora na resistência ao escoamento e alongamento, mas deteriora a resistência a tração. É também observada a ocorrência do comportamento de escoamento descontínuo nestes aços multifase [4]. A alongação de aços *DP* multifase ligados com Si, com bainita-ferrita em sua microestrutura, pode estar ligado com a formação de pequenas quantidades de austenita retida, que causam o efeito *TRIP*, ou seja, transformação da austenita durante conformação, resultando em uma melhora na ductilidade [1].

## 2.4 Mecanismos para o comportamento *Dual-Phase*

A deformação em aços *DP* pode ser separada em três estágios principais como uma função de deformação:

- Ambas martensita e ferrita deformam elasticamente;
- Ferrita deforma plasticamente e martensita elasticamente;
- Ferrita e martensita ambas deformam plasticamente.

Muitos pontos importantes foram estabelecidos com respeito ao entendimento dos mecanismos responsáveis pelas propriedades mecânicas dos aços *DP*. A tensão de escoamento relativamente baixa e o escoamento contínuo foi atribuído a presença de discordâncias móveis introduzidas pela transformação martensítica de baixa temperatura e a tensão residual desenvolvida durante a transformação.

Explicações diferentes para a alta taxa de encruamento inicial foram propostas. Isto tem sido interpretado em ser resultado dos efeitos do aumento na densidade de discordâncias e uma distribuição inicial heterogênea de discordâncias dentro da ferrita. A transformação com deformação da austenita retida para martensita pode também ter uma importante função, se qualquer austenita retida está presente na microestrutura.

Muitos autores atribuíram o comportamento do escoamento contínuo dos aços *DP* à presença de grandes quantidades de discordâncias móveis na ferrita introduzida pela transformação da austenita para martensita. A microestrutura tipicamente consiste de regiões de baixa densidade de discordâncias no interior dos grãos. Deduz-se que a heterogeneidade na distribuição das discordâncias é a principal causa das propriedades mecânicas. Uma vez que esta heterogeneidade é removida, os aços *DP* perdem suas características específicas. Existem condições que devem ser satisfeitas para um aço *DP* exibir escoamento contínuo, quantidade suficiente de discordâncias móveis deve ser produzida pela transformação da austenita para martensita e estas discordâncias devem permanecer móveis a temperatura ambiente [4].

Speich ET AL.[12] afirmou que tensões residuais são geradas em um aço *DP* durante a têmpera, desde que a transformação da austenita para martensita envolve uma mudança de volume de 2,1-2,5%. A mudança de volume é acomodada pela formação de uma zona plástica na parte da ferrita imediatamente ao redor da martensita, e um campo de tensão elástica na ferrita que mais além é removido da martensita. Estas tensões elásticas se somam a tensão aplicada para produzir escoamento a tensões mais baixas que a tensão de escoamento normal. Escoamento ocorre em vários sítios na ferrita e escoamento descontínuo é restringido. As altas taxas iniciais de encruamento são o resultado da redução da tensão elástica no material,

desde que a deformação plástica foi iniciada, e uma rápida ampliação de tensões de retorno causada pela incompatibilidade plástica das duas fases. Esta teoria também oferece uma explicação razoável pelo grande potencial de envelhecimento (*bake hardening*) dos aços *DP*. A redução das tensões residuais pela contração do volume resultante do revenimento da martensita irá resultar em um grande aumento da tensão de escoamento.

Ambas as explicações para o comportamento de escoamento inicial parecem razoáveis. De fato, uma destruição da heterogeneidade das estruturas das discordâncias pode simplesmente ser o resultado de que quantidades iniciais de deformação tendem a homogeneizar e reduzir as tensões no material pela deformação das zonas de menor tensão da ferrita.

Em quantidades de deformação maiores que 5-7%, uma estrutura celular de discordâncias é formada na ferrita, e maior deformação na ferrita é controlada por recuperação dinâmica e escorregamento cruzado. Em maiores deformações, o eventual escoamento da martensita ocorre.

5% de martensita é a quantidade mínima necessária para formar densidade de discordâncias móveis suficientes e uma mínima tensão interna para obter um aço com propriedades *DP*. A presença de bainita ou até mesmo perlita não é prejudicial para as propriedades de escoamento, enquanto quantidade suficiente de martensita é formada.

A ductilidade aprimorada dos aços *DP* tem sido atribuída a muitas causas, incluindo o menor conteúdo de carbono da ferrita, a plasticidade da martensita, a quantidade de ferrita epitaxial (nova ferrita) e a quantidade de austenita retida.

## **2.5 Nova e velha ferrita**

Um recozimento intercrítico é realizado nos aços *DP*, uma parte importante da austenita formada pode retransformar para ferrita durante o resfriamento. Grande quantidade de nova ferrita epitaxial pode ser formada sobre os velhos grãos de ferrita pré-existentes (ferrita pro-eutetóide), mesmo durante rápido resfriamento.

A ductilidade é aprimorada com o aumento da fração volumétrica da nova ferrita. A nova ferrita em uma microestrutura fina é mais efetiva em aumentar a ductilidade. Uma explicação possível para isso é a ausência de precipitados, resultando em uma maior ductilidade e menor resistência, comparada com a velha ferrita [4].

Em aços Fe-C-Mn com composição heterogênea, não é óbvio o máximo da fração volumétrica de ferrita epitaxial que pode ser obtida por transformação isotérmica. Essa fração de ferrita deve diferenciar aos aços com mesma concentração média de C, mas com

composição homogênea. A ferrita deve se formar antes nas regiões com menor concentração de Mn em aços heterogêneos, o que explica a diferença no volume de ferrita [13].

## 2.6 Tipos de Martensita

A fase austenítica se transforma para martensita atérmica em temperaturas abaixo da temperatura  $M_s$ . Dependendo da concentração de C na austenita, diferentes tipos de martensita podem ser formados. Figura 2-15 ilustra a fração volumétrica de martensita em sarrafo em ligas Fe-C como função do conteúdo de carbono da austenita base. A  $M_s$  e a faixa típica de concentração de C dos diferentes tipos de martensita também são indicados.

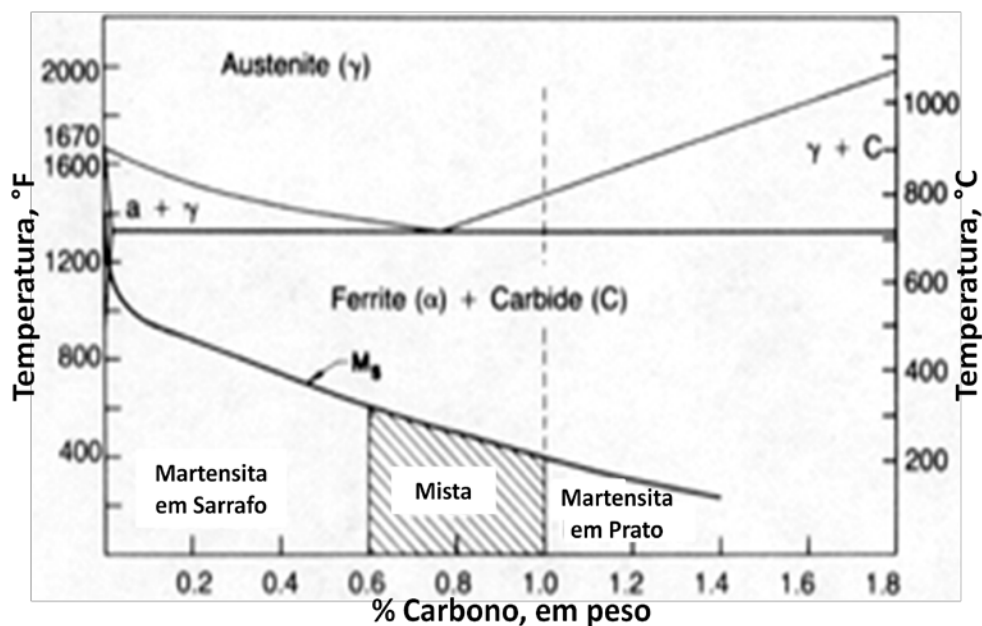
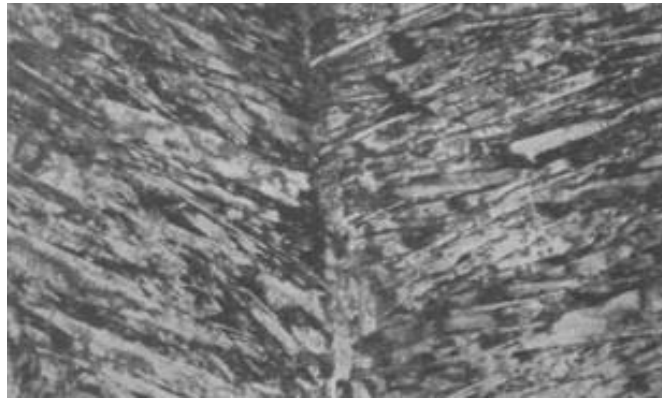


Figura 2-15 - Efeito do conteúdo de C na fração volumétrica de martensita em sarrafo e placa e temperatura  $M_s$  em ligas Fe-C.

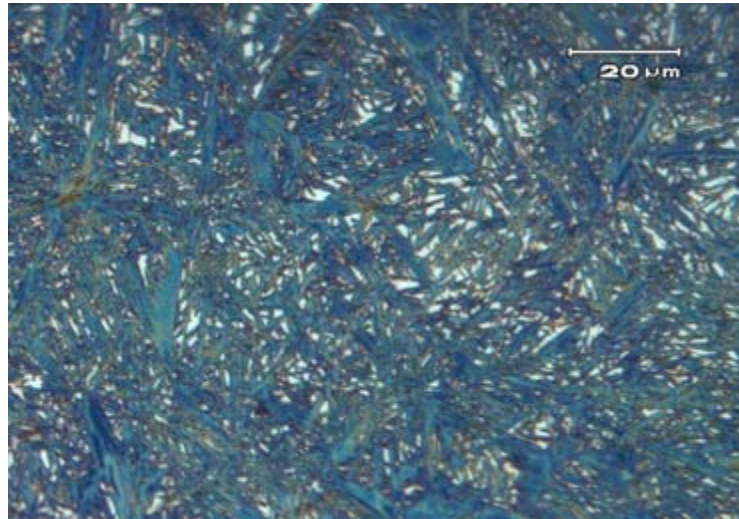
Martensita em sarrafo é a típica estrutura de martensíticas de baixo e médio C. A estrutura cristalina é geralmente bcc se o conteúdo de C fica abaixo de 0,2% em peso, e bct para concentrações maiores de C. Como mostrado no exemplo da Figura 2-16, as unidades de martensita se formam na forma de sarrafos, agrupadas em maiores pacotes. A estrutura consiste em alta densidade de discordâncias, arranjadas em células. Cada sarrafo de martensita é composto de muitas células de discordâncias com uma típica largura média de 200nm. Típicas densidades de discordâncias são estimadas em ser  $0,3$  a  $0,9 \times 10^{12} \text{ cm/cm}^3$ .



**Figura 2-16 - Micrografia eletrônica de transmissão de uma liga 0,2% C - Martensita em sarrafo.**

Um tipo diferente de martensita predomina nos aços alto carbono. Esta é a martensita em placas, da qual uma típica microestrutura é mostrada na Figura 2-17. Sua estrutura cristalina é geralmente bct. As unidades martensíticas se formam em placas lenticulares. A subestrutura da martensita em placa consiste de maclas muito finas com um espaçamento de aproximadamente 5nm. Estas maclas geralmente não se estendem as bordas das placas, mas se degenera em uma complexa variedade de discordâncias perto da periferia da placa. Devido à alta concentração de C nos aços que desenvolvem microestrutura de martensita na forma de placas, austenita retida pode ser encontrada entre as placas de martensita, pois a alta concentração de C na austenita estabiliza fase. Muitas vezes é feito um tratamento de resfriamento *sub-zero*, onde a baixa temperatura (abaixo de 0°C) fornece força motriz suficiente para que a microestrutura do aço se torne 100% martensítica [4].

Aços de médio C devem conter uma mistura de placa e sarrafo, portanto sua estrutura é particularmente complexa.



**Figura 2-17 - Micrografia ótica de um aço alto carbono com microestrutura de martensita em placas.**

A martensita dos aços *DP* se diferem das estruturas ditas anteriormente, como os grãos da austenita base, da qual se transforma, são geralmente muito pequenos. Isto tem importantes conseqüências para a estrutura martensítica obtida. O conteúdo de C da martensita dos *DP* mais comumente usados é na faixa de 0,4–0,7% em peso, logo a tanto martensita em sarrafo como uma mistura dos tipos de martensita podem ser esperados. Devido ao tamanho de grão restrito da austenita, sarrafos e placas não podem se formar nas suas maneiras comuns. É uma microestrutura muito complexa, às vezes referida como martensita em discordâncias, consistindo de grandes quantidades de discordâncias, alguns pequenos sarrafos, e um pequeno, mas significativo aumento na quantidade de maclas com o conteúdo de C.

O conteúdo de C da martensita deve ser limitado em 0,4-0,5% em peso por razões de ductilidade. A presença de maclas e martensita em placas é prejudicial para a ductilidade da estrutura martensítica. Speich e Miller [12] observaram que em aços *DP*, martensíticos, contendo uma maior concentração de C, trincaram ou mostraram menor coesão mais facilmente que martensita de baixo C.

Aços *Dual-Phase* com uma fina dispersão de martensita tem maior habilidade de proteger ocupantes de um veículo em acidentes, pois sua microestrutura tem uma grande interface ferrita/martensita, aumentando a energia dinâmica absorvida [14].



### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Uma comparação do efeito dos parâmetros industriais sobre o comportamento das transformações de fase na microestrutura de duas composições de aço da série *Dual-Phase* 980 (*DP980* e *DP980Z*) foi investigada. Várias amostras sofreram diversos ciclos térmicos a fim de entender – através de dilatometria e metalografia - de que maneira as diferentes composições químicas refletiam em suas microestruturas, de acordo com o específico tratamento térmico.

*DP* mais comuns, de menor resistência, têm uma microestrutura de matriz ferrítica com ilhas de martensita. O *DP980* e o *DP980Z* são aços com microestrutura mais complexa, onde a maior resistência é uma combinação de ferrita não recristalizada, ferrita recristalizada, bainita-ferrita e martensita. Essa resistência é alcançada ao preço de menor alongação (aproximadamente 10%) e menor taxa  $\sigma_{esc}/\sigma_{tração}$ , comparado aos *DP* mais comuns. A bainita formada durante a austêmpera nos aços estudados é livre de carbonetos, por isso é também conhecida como bainita-ferrita.

#### 3.1 Amostras

Amostras de dimensões de 10x5x2 mm dos dois tipos de aços foram utilizadas para realizar os experimentos. Ambas foram processadas identicamente até o recozimento intercrítico. Primeiramente com parâmetros industriais tipicamente usados em aços *DP* na laminação a quente e em seguida sofreram uma redução a frio de 33%.

O aço *DP980Z* foi formulado pela equipe da empresa OCAS UGENT em Zwijnaarde - Bélgica - visando a substituição do aço *DP980* produzindo por duas linhas de processamento da empresa ArcelorMittal que também se localizam na Bélgica. O presente trabalho estuda somente a cinética das transformações bem como a microestrutura final de cada amostra, entretanto, é necessário ser comentado o porquê e os reflexos das diferentes composições químicas entre os dois aços.

Uma das maiores diferenças entre as duas composições químicas dos aços está na substituição parcial do Mo (*DP980*) por Cr (*DP980Z*), pois ambos os elementos melhoram a temperabilidade do aço. Entre outros motivos, esta substituição se havia feito necessária devido ao elevado preço das ligas de Mo, gerando um custo mais alto na produção do *DP980*.

Para evitar patente de Si usada no *DP980*, menor concentração de Si no *DP980Z* era necessária, sendo compensado por Mn para conferir o endurecimento por solução sólida ao aço. A maior concentração de Al tem o objetivo de compensar a menor concentração de Si

para efeitos de suprimir formação de carbonetos na bainita durante a galvanização, e, por fim, B tem o poder de aumentar fortemente a temperabilidade e inibir a transformação da austenita para a ferrita.

Tabela 3-1 - Composição química dos aços *DP980* e *DP980Z* (% em peso).

Elemento	DP 980	DP 980Z
C	0,0734	0,0713
Mn	2,2997	2,4982
Si	0,4005	0,2748
P	0,0143	0,0108
S	0,0046	0,0033
Al	0,0329	0,1504
N	0,0059	0,005
Ti	0,0182	0,0249
Cr	0,0260	0,3039
Ni	0,0222	0,0223
Cu	0,0099	0,0136
Nb	0,042	0,0413
B	0,0013	0,0024
Mo	0,2662	0,1043

A

Tabela 3-1 mostra a composição química de ambos os aços em % em peso de cada elemento, balanceado com Fe. Em vermelho foram destacados os elementos químicos que mais contribuíram para diferenciar os aços. É válido ter em mente que a concentração de C das duas formulações é idêntica.

A adição de elementos como Nb e Ti nos aços *DP* tem como função controlar o tamanho de grão austenítico, pela formação de carbonitretos ou nitretos dos elementos, que barram o crescimento dos grãos austeníticos [15]. Contudo esses elementos ainda fornecem maior endurecimento pela fina dispersão de precipitados. Um dos segredos da produção de aços *DP* de elevada resistência é devido a esses dois mecanismos, pois tanto o refinamento de grão quanto endurecimento por precipitação aumenta a resistência dos aços, pois o travamento das discordâncias geradas durante a formação martensítica é mais eficiente. Ainda vale a pena lembrar que o refinamento de grão também aprimora a ductilidade dos aços.

### 3.2 Dilatometria

Um dilatômetro Bahr 805 A/D nas instalações da empresa OCAS Ugent em Zwijnaarde, Bélgica foi utilizado para ajudar na investigação da microestrutura, bem como desvendar as temperaturas e cinética das transformações de fase. Termopares tipo S foram

soldados em atmosfera de argônio no centro das amostras com o objetivo de controlar e adquirir os dados. Os experimentos foram realizados sob vácuo e as amostras foram resfriadas através da injeção de gás argônio sobre as mesmas. O software WinTA 9.0 32 bits foi usado em um computador acoplado ao dilatômetro para análise de dados coletados.

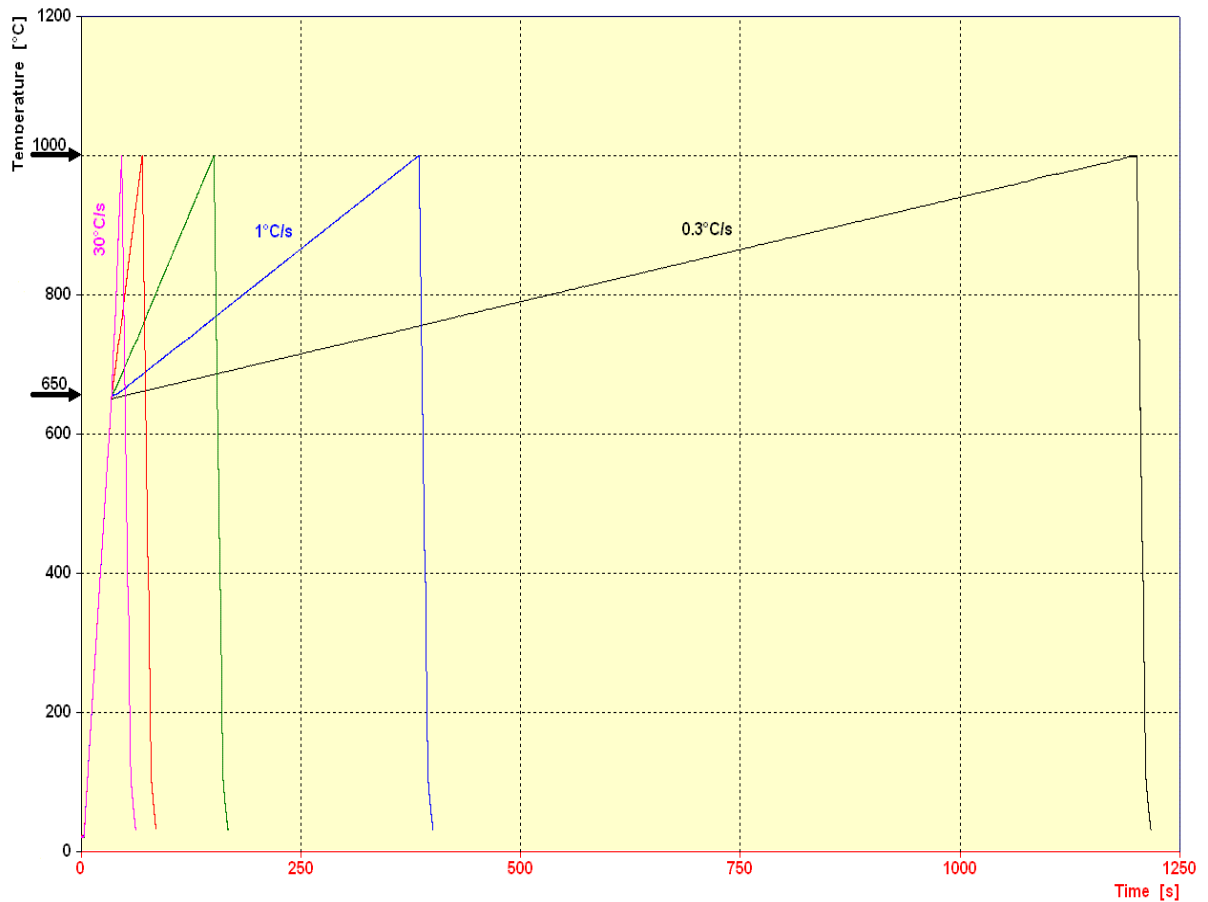
Diversos ciclos térmicos simulados no dilatômetro foram realizados para as investigações do trabalho. As taxas de aquecimento e resfriamento empregadas nos ciclos térmicos 2 e 3, que serão visto adiante, foram escolhidas de acordo com as taxas usuais no processamento de duas linhas de recozimento da ArcelorMittal - Sidgal 3 e Bregal 1 - localizadas na Bélgica.

### **3.2.1 Ciclo térmico 1**

A Figura 3-1 mostra os ciclos térmicos realizados em diversas taxas de aquecimento a fim de estudar a cinética da transformação das fases bainita e ferrita para austenita durante o aquecimento em um ciclo de galvanização. Foi possível desvendar as temperaturas de início e fim de austenitização (A1 e A3), bem como as taxas de transformação de fase, para os dois aços.

Esses ciclos térmicos foram realizados através dos seguintes passos:

- Aquecimento desde temperatura ambiente até 650 °C em uma taxa de 20° C/s;
- Seguido por taxas de aquecimento de 0.3, 1, 3, 10 e 30 °C/s até 1000 °C;
- Resfriamento a 25° C/s até a temperatura ambiente.



**Figura 3-1 - Tempo x Temperatura – Ciclo térmico para encontrar A1, A3.**

As temperaturas A1 e A3 podem ser verificadas com os dados do dilatômetro no software alterando no gráfico o eixo Y para “Mudança no comprimento” (dilatação) e o eixo X para “Temperatura”. A Figura 3-2 mostra o procedimento. Primeiramente se desenha duas linhas de ajuda seguindo a tendência linear das retas antes e após a transformação de fase. No ponto onde a curva “Dilatação v.s. Temperatura” desvia da tendência linear é o início da austenitização (A1). No momento em que a dilatação volta a ser linearmente dependente da temperatura é o ponto final da austenitização (A3).

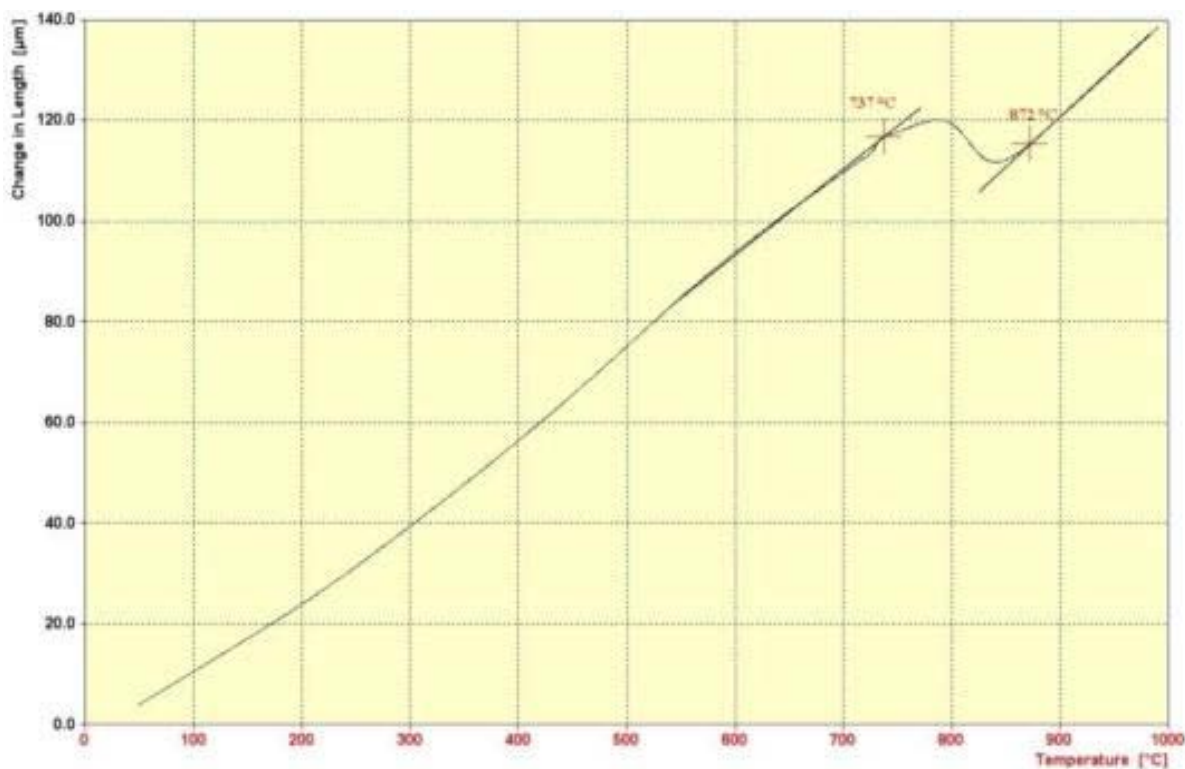


Figura 3-2 - Temperatura x Mudança no comprimento – Aço DP980Z.

O desvio na linearidade da curva “Temperatura x Mudança no comprimento” durante a transformação de fase ocorre devido a diferentes densidades entre as fases envolvidas na transformação. Essa mudança de densidade é função da mudança na posição dos átomos na estrutura cristalina.

Um pequeno desvio na linearidade também é notado na Figura 3-2 logo antes do início da austenitização. Isso é uma decorrência normal de recristalização sofrida nos aços *Dual-Phase* laminados a frio.

A taxa de transformação para a austenita é calculado com uma ferramenta do software (Figura 3-3). Desta maneira é possível descobrir, durante um aquecimento contínuo, a fração transformada para austenita em cada temperatura escolhida ou vice-versa.

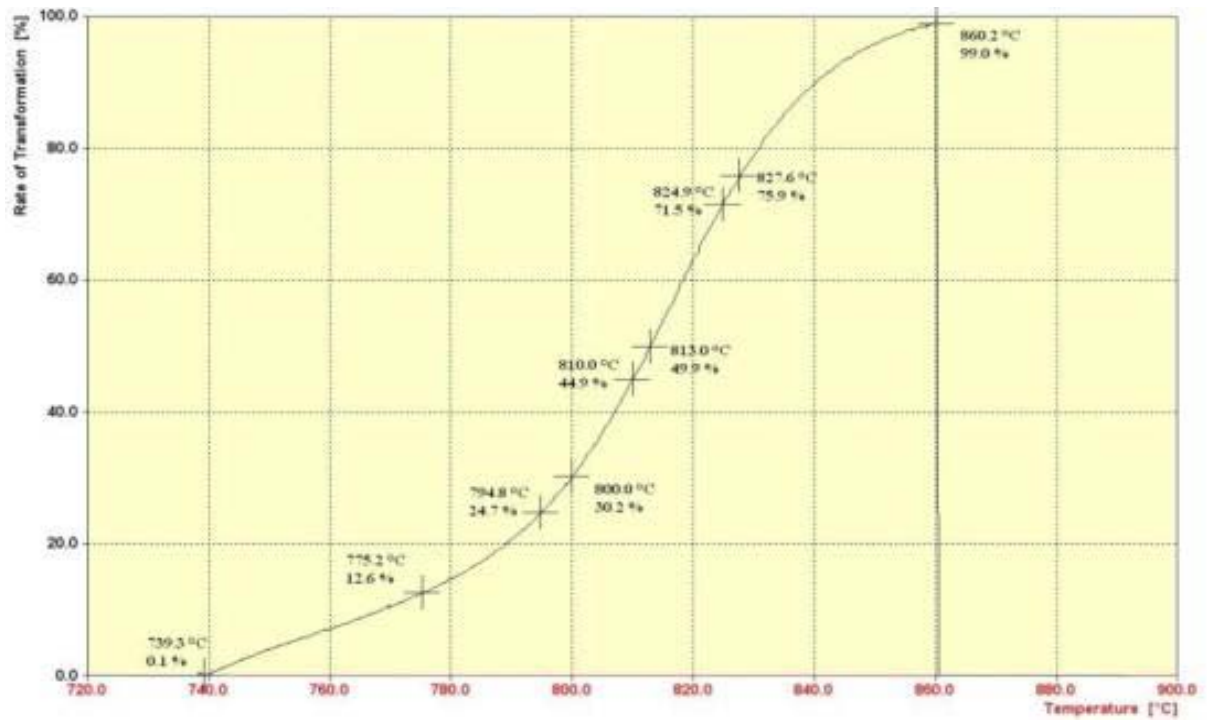


Figura 3-3 - Taxa de transformação x Temperatura - Aço DP980Z.

### 3.2.2 Ciclo térmico 2

Os tratamentos térmicos mostrados na Figura 3-4 foram realizados em duas amostras do aço DP980Z a fim de verificar através de metalografia o desenvolvimento da recristalização, na temperatura de 680°C. O ciclo térmico desempenhado era de aquecimento desde a temperatura ambiente até 680°C em taxa de 20°C/s, mantido nesta temperatura por um minuto na primeira amostra e por trinta minutos na segunda, e por fim, resfriamento até a temperatura ambiente em taxa de 25°C/s.



Figura 3-4 - Aço DP980Z - Amostras mantidas por um ou trinta minutos em 650°C, para verificar o desenvolvimento da recristalização.

### 3.2.3 Ciclo térmico 3

Os ciclos térmicos mostrados na Figura 3-5 e Figura 3-6 têm como objetivo descobrir a influência que as diferentes temperaturas de imersão (recozimento intercrítico) e o tempo de galvanização a 460°C têm sobre a microestrutura final e temperaturas de transformações martensítica ( $M_s$ ) dos aços.

Para isso foram realizados os seguintes ciclos térmicos:

- Aquecimento a 20 °C/s da temperatura ambiente até 650 °C;
- Seguido por aquecimento a 3 °C/s até as temperaturas de imersão (775, 790, 800, 810 e 825 °C);
- Resfriamento a taxa de 25 °C/s até 460 °C (temperatura de galvanização) e mantido por diversos intervalos de tempo (0, 10, 30, 60, 300 e 600 segundos);
- Seguido por resfriamento até a temperatura ambiente novamente com taxa de 25°C/s.

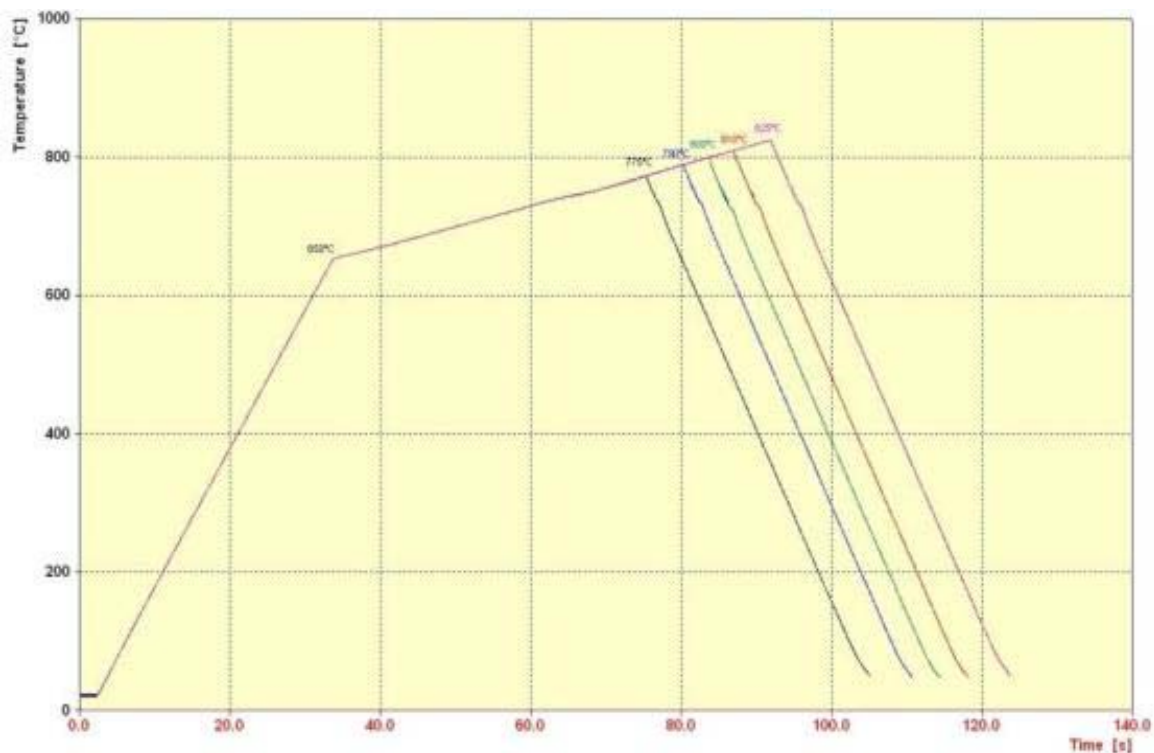


Figura 3-5 - Tempo x Temperatura - Ciclos térmicos mostrando as diferentes temperaturas de imersão.

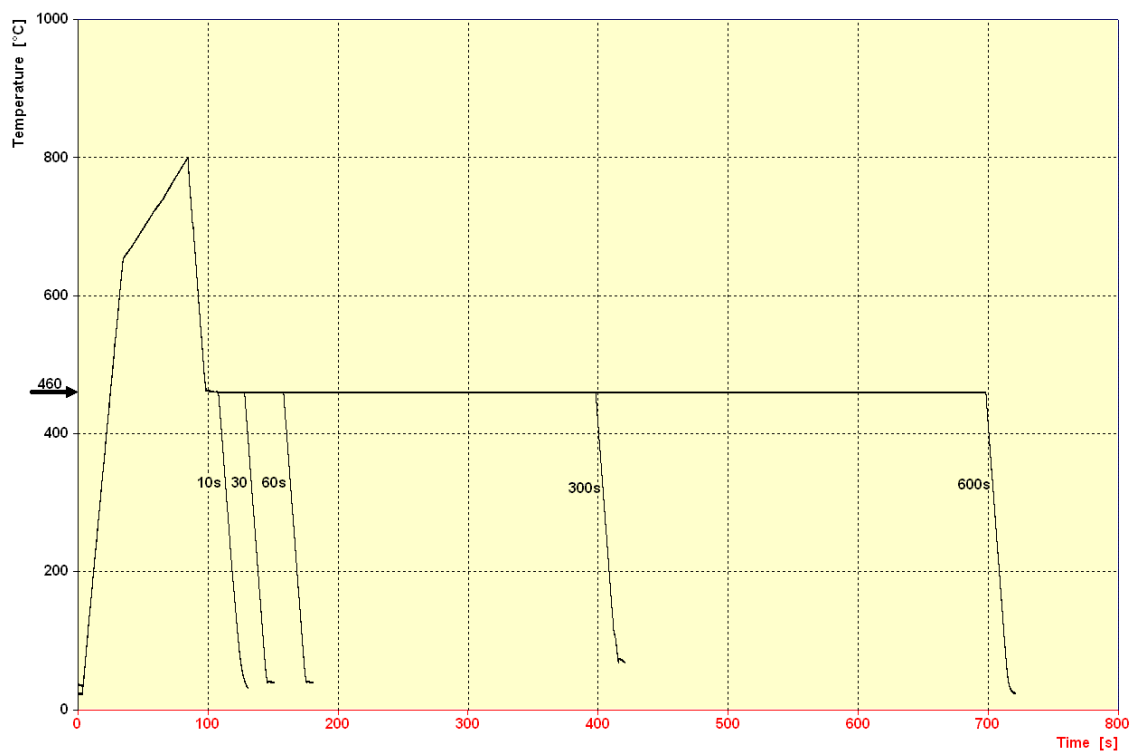
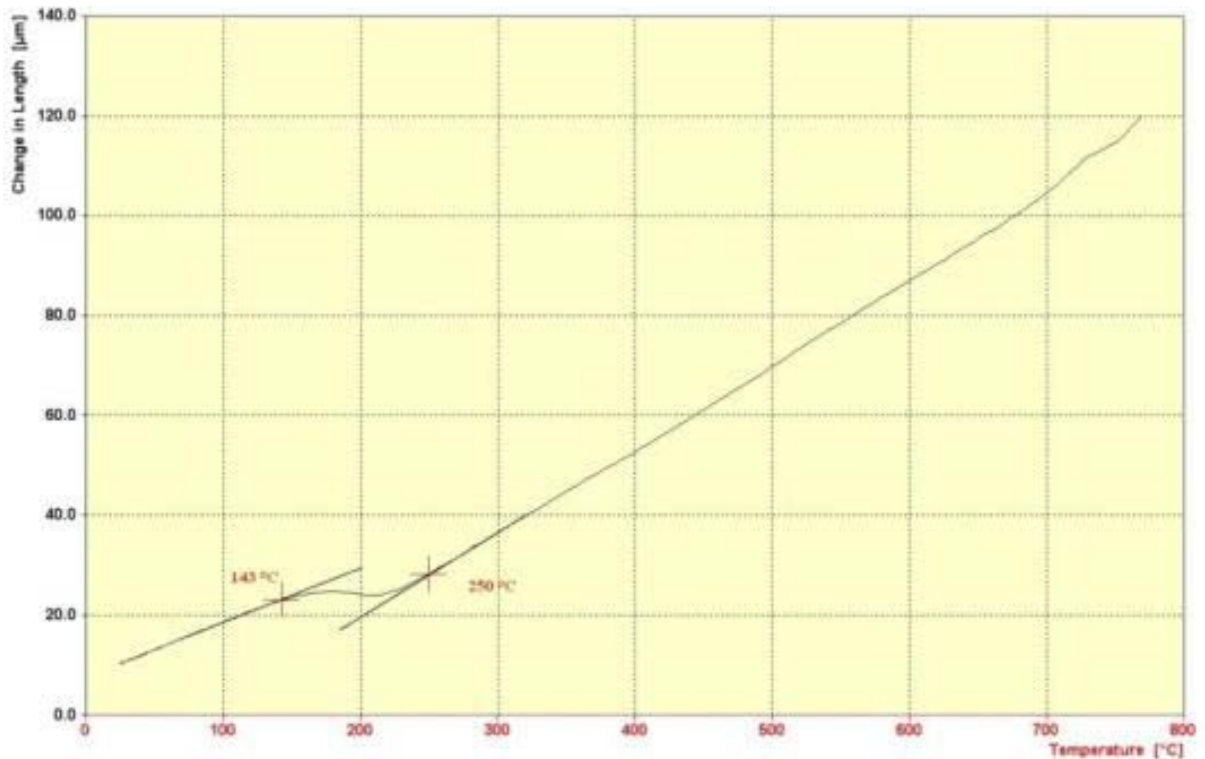


Figura 3-6 - Ciclos térmicos mostrando os diferentes intervalos de tempo em galvanização.

Estes ciclos térmicos foram explicados em duas figuras para não haver muita poluição visual nos gráficos, já que haviam duas variáveis sendo mostradas (temperatura de imersão e tempo de galvanização).



A Figura 3-7 mostra o desvio na linearidade da curva “Temperatura x Mudança no comprimento” durante o resfriamento contínuo de um aço *DP980Z* que foi recozido até a temperatura intercrítica de 775 °C. O ponto de 250 °C é a Ms (início da transformação martensítica) e em 143 °C é a Mf (Final da transformação martensítica).



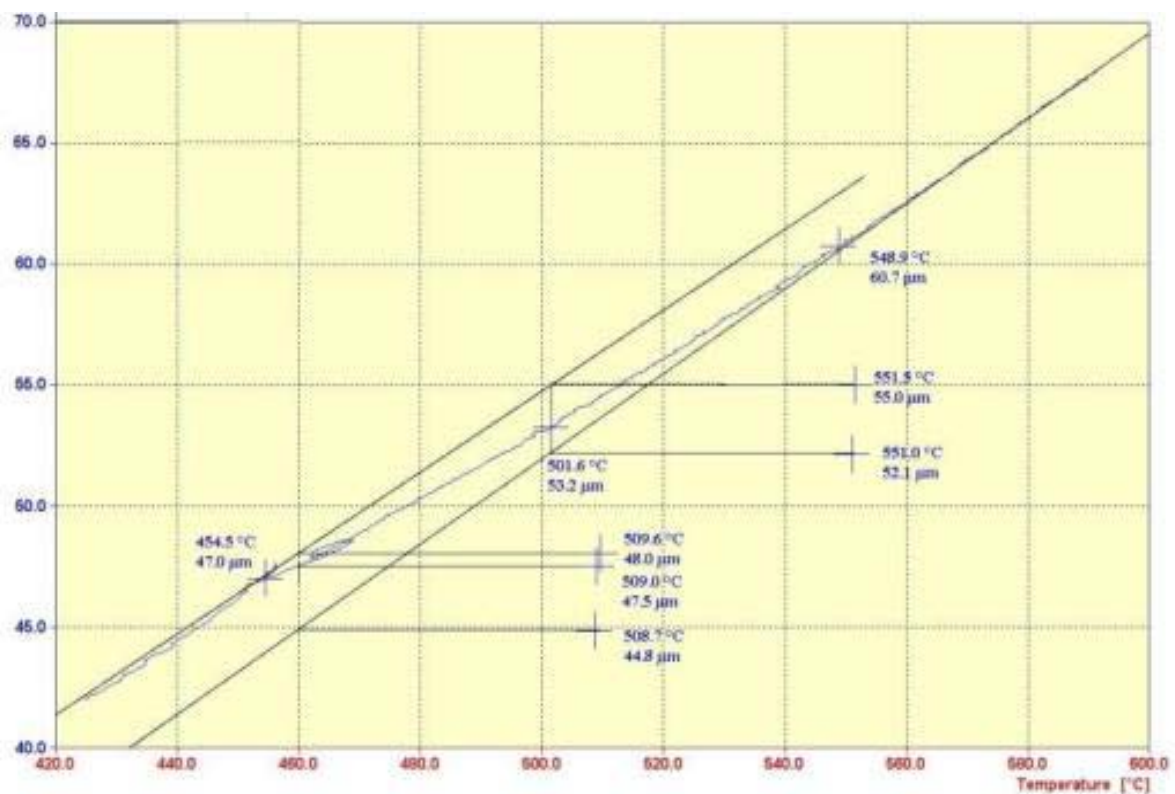
**Figura 3-7 - Temperatura x Mudança no comprimento - *DP980Z* - Ms e Mf.**

No caso de resfriamento contínuo da Figura 3-7, não houve transformação bainítica, que geralmente ocorre entre as temperaturas de 215 °C e 540 °C. Porém em alguns casos, Figura 3-8, quando a austenita instável tem menor concentração de C, essa transformação ocorre, havendo um desvio na curva antes de alcançar a temperatura de transformação martensítica.

A relação entre a quantidade da fase produto em certo estágio da transformação e sua mudança no volume associada é freqüentemente assumido ser linear, desde que o processo não envolva somente uma transformação de fase [16]. Na Figura 3-8 é mostrada a contração que ocorre no aço durante o resfriamento. São desenhadas duas linhas de ajuda seguindo a tendência linear das retas antes e após a transformação bainítica. A distância entre as duas retas no meio da transformação quantifica a dilatação desenvolvida devido à transformação bainítica, excluindo a contração devido às diferentes temperaturas (agitação térmica das moléculas). Neste caso, uma amostra do *DP980Z* foi submetida a um recozimento intercrítico

de 810°C. Pode-se verificar que a dilatação ocorrida durante a transformação bainítica no resfriamento contínuo foi de 2,9 µm. Esta dilatação será considerada para estimar a %V de bainita na microestrutura final do aço.

A transformação de fase bainítica, neste caso, ocorreu 80% até chegar em 460°C, ou seja, 2,3 µm de dilatação sucederam devido à transformação antes de chegar à temperatura de galvanização, e deve ser somado à dilatação ocorrida - para as amostras que foram submetidas à galvanização, durante o tempo que o aço fica em 460°C - para estimar a %V de bainita na microestrutura.



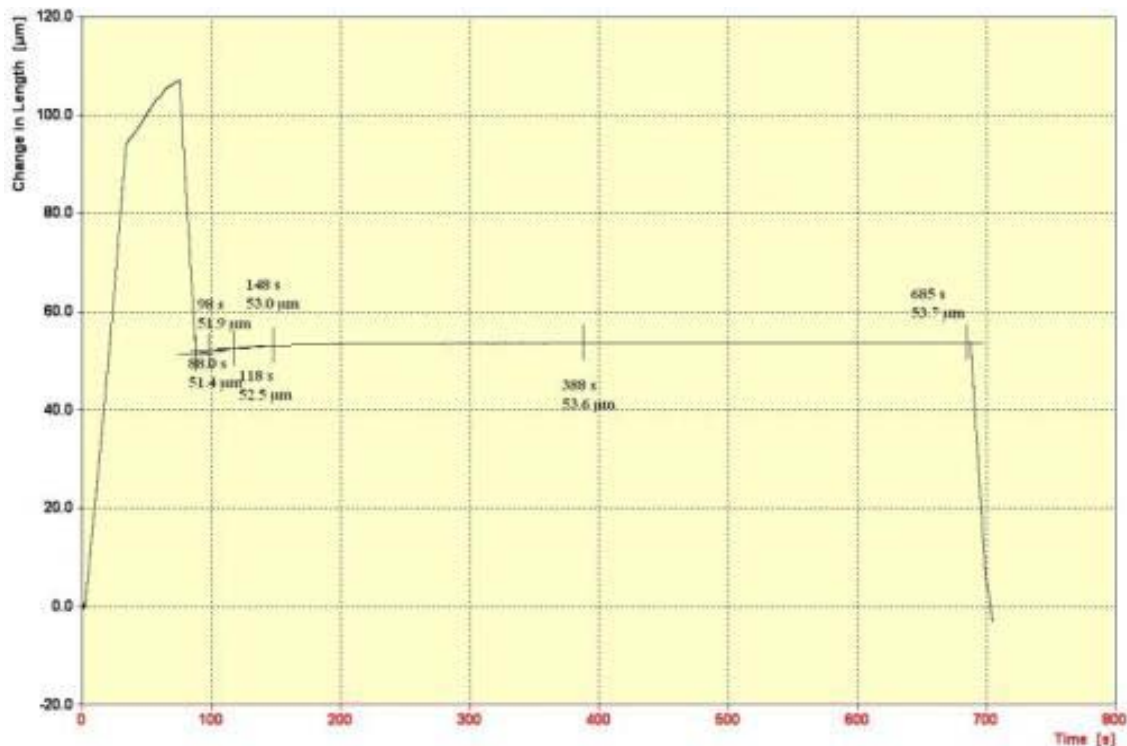
**Figura 3-8 - Temperatura x Mudança de comprimento - DP980Z - Resfriamento contínuo desde temperatura de imersão intercrítica de 810°C.**

A %V de bainita transformada durante o tempo em que a amostra era mantida em 460 °C é a diferença entre as %V de martensita, estimadas por metalografia, das amostras resfriadas continuamente e das que se submeteram a esses diferentes tempos. A Figura 3-9 mostra a dilatação sofrida em decorrer do tempo em 460°C em uma amostra do DP980Z com temperatura intercrítica de 775 °C. Pode-se verificar que durante os 600 segundos em 460°C houve uma dilatação total de 2,3 µm. As análises metalográficas, mostram que o resfriamento contínuo (sem manter em 460 °C) leva a microestrutura do aço uma %V de martensita de aproximadamente 12% e não há formação de bainita. Entretanto a fração volumétrica de

martensita das amostras que permaneceram 600 segundos em 460 °C é de aproximadamente 8,3%. Esta diferença de 3,7% de martensita em conjunto com 2,3 µm de dilatação indica que para cada µm de dilatação ocorre um acréscimo em cerca de 1,6% da %V da bainita.

A razão de crescimento da %V da bainita a cada µm de dilatação foi usado para desvendar a %V da bainita das demais amostras.

Para os casos em que há transformação bainítica durante o resfriamento antes de alcançar a temperatura de 460 °C (Figura 3-8), a dilatação ocorrida neste intervalo deve ser considerada no cálculo da %V da bainita.



**Figura 3-9 - Tempo x Mudança no comprimento - DP980Z - Dilatação devido à transformação bainítica em 460°C.**

### 3.3 Metalografia

Juntamente com os dados do dilatômetro, foram realizadas metalografias para desvendar a proporção de cada fase presente na microestrutura do aço. As amostras com dimensões de 5x10x2mm já tinham dimensões apropriadas para o embutimento com vista à análise metalográfica. O embutimento foi feito de maneira usual em um aparelho da Struers modelo CitoPress 1, utilizando uma resina acrílica termoplástica transparente que permitia controlar visualmente até que lixamento alcançasse o meio da amostra, exatamente onde os termopares eram soldados.

O lixamento era efetuado com discos de lixamento plano MD com diamantes de #80, #120 e #220. Para o polimento foi usado panos de polimento primeiramente com pó de diamante de 3µm e por último com pó de diamante de 1 µm de diâmetro. As operações de lixamento e polimento foram realizados utilizando uma politriz Struers TegraSystem.

A micrografia foi revelada através de ataque químico colorido Le Pera (Picral 4% em metanol + Metabisulfito de Sódio 1% em água) em proporção de 1 para 1 por aproximadamente 20 segundos a temperatura ambiente. Após era realizada uma lavagem com metanol para interromper o ataque, e por fim as amostras eram secas com ar comprimido.

A microestrutura revelada das amostras foi fotografada em um microscópio ótico Olympus BX61 com câmera digital acoplada a um computador utilizando o software C.A.S.T. (Computer Assisted Stereological Toolbox) para análise de proporção das fases através das diferentes tonalidades. O ataque químico Lepera revela em branco a martensita assim foi possível quantificar a fração volumétrica de martensita através da média aritmética da área branca em 10 fotografias para cada amostra.

### **3.4 Cálculo para estimar as frações volumétricas de cada fase**

A microestrutura nos aços *DP980* e *DP980Z* após o recozimento intercrítico e galvanização é uma complexa mistura de ferrita próeutetóide, ferrita retransformada, bainita e martensita.

Parte da ferrita presente na microestrutura dos aços é a ferrita pró-eutetóide, não transformada para austenita durante o recozimento intercrítico. Desta maneira se manteve na microestrutura final do aço e por isso é também conhecida como ferrita não retransformada. A fração volumétrica desta ferrita em cada aço só depende da temperatura de imersão. Uma vez que começou o resfriamento, o conteúdo desta ferrita não muda, independentemente do tempo de galvanização.

A ferrita epitaxial (ou ferrita retransformada) é proveniente da austenita formada durante o recozimento intercrítico, mas se retransformou para ferrita, entre a região intercrítica, logo que o resfriamento começou a ser realizado. Essa ferrita retransformada tem algumas características próprias, como maior pureza em carbonetos, refletindo diretamente nas propriedades mecânicas do aço, em especial a maior ductilidade.

A %V da fase martensítica, é estimada através de análises metalográficas, a bainita é calculada através da dilatação ocorrida durante a transformação bainítica, como explicado anteriormente, e por fim, a ferrita retransformada é calculada através do conhecimento da taxa

de transformação austenítica até a temperatura de imersão e %V da martensita e bainita, conforme a Equação 3-1

$$\% \alpha_{retransformada} = \% \gamma - (\% \beta + \% \alpha')$$

**Equação 3-1:**

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A microestrutura dos aços *DP* laminados a frio depende de sua composição química e parâmetros de recozimento contínuo. A temperatura de imersão no campo da fase intercrítica controla a fração volumétrica da austenita, assim afetando a temperabilidade das ilhas austeníticas individuais. Em taxas de resfriamento críticas, a austenita presente se transforma totalmente em martensita, resultando em uma simples mistura de ferrita e martensita. Em taxas de resfriamento baixas, as ilhas de austenita primeiramente se reduzem em tamanho pelo crescimento de ferrita epitaxial (ferrita retransformada) sobre a ferrita retida e em taxas de resfriamento ainda menores, a austenita retida enriquecida em carbono se transforma em martensita, bainita e/ou perlita, dependendo do conteúdo de liga da austenita e da taxa de resfriamento. Comparando aços que consistem de ferrita retida e martensita, os aços *DP* com nova ferrita epitaxial formada durante resfriamento lento conferem ductilidade superior [17]. A transformação austenítica seguindo o recozimento intercrítico é diferente comparado ao recozimento após austenitização normal em respeito a dois fatores. Primeiramente a fração volumétrica da austenita dos aços *Dual-Phase* e seu conteúdo de carbono são determinados pela temperatura de recozimento intercrítico; Sobre condição de paraequilíbrio (curto tempo de recozimento intercrítico), carbono segrega e determina a proporção e composição das fases. Por fim, um passo de nucleação não é necessário para a nova ferrita epitaxial se formar durante o resfriamento, pois a velha ferrita (proeutetóide) presente durante o recozimento pode crescer epitaxialmente em direção a austenita [2].

### 4.1 Austenitização

Durante recozimento intercrítico dos aços estudados, alguns fatores foram afetados pela taxa de aquecimento. Em menores taxas, é proporcionado maior tempo para a difusão dos átomos ocorrerem, causando crescimento de grão austenítico e migração de Mn da ferrita proeutetóide para a austenita. Diferentes concentrações de Mn na ferrita proeutetóide levam a diferentes temperaturas de fim de austenitização ( $A_3$ ) além de ter papel importante na temperabilidade da austenita e no endurecimento por solução sólida das fases.

Tabela 4-1 - DP980 - % da transformação x T para cada taxa de aquecimento.

DP 980		% da transformação					Martensita	
		A1	T25	T50	T75	A3	Ms	Mf
Taxa de aquecimento (°C)	0,3	755,6	830,2	859,3	875,6	901,5	487	388
	1	752,5	803,8	834,5	858,6	894,7	477	378
	3	751,9	818,3	839,8	859,5	899,7	446	355
	10	752,9	809,2	828,6	843,9	886,2	455	352
	30	753,4	812,4	831,9	846,2	895,4	429	355

Tabela 4-2 - DP980Z - % da transformação x T para cada taxa de aquecimento.

DP 980Z		% da transformação					Martensita	
		A1	T25	T50	T75	A3	Ms	Mf
Taxa de aquecimento (°C)	0,3	752	807	833	855	896	482	290
	1	745	790	814	836	889	541	283
	3	749	802	815	828	879	595	200
	10	755	804	817	829	864	562	237
	30	752	807	820	832	859	552	213

A Tabela 4-1 e Tabela 4-2 mostram a taxa de transformação para a austenita em diferentes taxas de aquecimento para o DP980 e DP980Z, respectivamente. São mostradas as temperaturas Ms e Mf da formação martensítica e também as temperaturas de 0%, 25%, 50%, 75% e 100% de transformação para cada taxa de aquecimento - onde 0% e 100% são as linhas A1 e A3 do diagrama de fases Fe-C.

A taxa de aquecimento não demonstrou ter maior influência na temperatura eutetóide (A1). Nas duas composições DP a temperatura A1 fica em torno de 750°C, independentemente da taxa de aquecimento, embora a composição do aço DP980Z indicou temperatura A1 ligeiramente menor. Robert W. Cahn e Peter Haasen [18] afirmam que adições de Cr, elemento em maior concentração no DP980Z, têm o efeito de baixar a temperatura de transformação da ferrita para austenita, o que possivelmente explicaria o caso.

A temperatura A3 dos aços DP980 e DP980Z mudam à medida que é variada a taxa de aquecimento durante a austenitização. O Mn tem um papel importante nesta questão. Quando a ferrita se encontra mais empobrecida em Mn, se transforma para austenita em uma temperatura maior, pois o Mn tem o poder de estabilizar a austenita. Portanto a ferrita com menor conteúdo de manganês necessita de maior temperatura para a transformação de fase ocorrer.

Há quatro fatores que parecem influenciar o coeficiente de difusão de Mn da ferrita para a austenita durante a austenitização dos aços Dual-Phase estudados. Primeiro, em

menores taxas de aquecimento é dado maior tempo para a difusão na temperatura intercrítica ocorrer. Entretanto, se a taxa de aquecimento for suficientemente pequena durante a recristalização que ocorre logo abaixo da temperatura A1, o tamanho de grão ferrítico irá crescer, levando a um menor coeficiente de difusão do Mn. Alguns elementos de liga como o Nb, Cr, e Mo, também interferem na taxa de difusão do Mn devido ao efeito de retardo por soluto, dificultando a difusão do Mn. Por último, menor concentração inicial de Mn na liga leva a uma menor taxa de difusão, pois menor será a força motriz para o Mn se mover, já que a ferrita se encontra com menor supersaturação do elemento.

No aço *DP980Z* se verifica que quanto menor a taxa de aquecimento entre 650 e 1000°C, maior é a temperatura A3. Conclui-se que o tempo em que o aço permaneceu na temperatura intercrítica teve maior influência na difusão de Mn da ferrita para a austenita. No caso do aço *DP980*, a temperatura A3 não demonstrou a mesma relação com a taxa de aquecimento. Neste caso, provavelmente, o crescimento de grão durante a recristalização foi um fator fortemente concorrente com o maior tempo na temperatura intercrítica para o coeficiente de difusão do Mn. Os elementos de liga também podem ter sido mais eficazes para evitar a partição do Mn. Ademais, a composição química do *DP980* é mais empobrecida em Mn, o que leva a menores taxas de difusão já que a ferrita está com menor supersaturação do elemento.

A menor concentração de Mn na composição do *DP980* também deve ter colaborado para conferir maior temperatura A3, comparando com o *DP980Z*. A ferrita com menor concentração em Mn necessita de maiores temperaturas para se transformar em austenita, já que o Mn estabiliza a austenita. Entretanto, deve-se ter em mente que os outros elementos de liga também influenciam nesta questão.

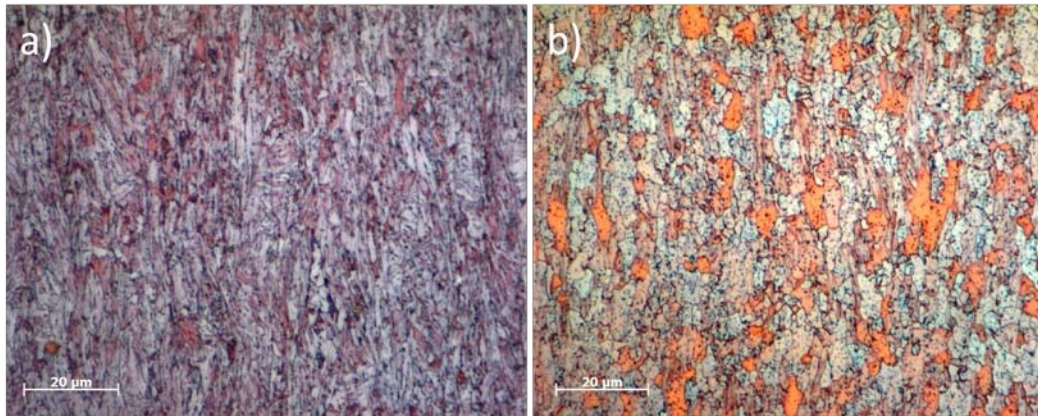
A temperatura Ms também foi fortemente influenciada pela taxa de aquecimento dos aços, pois O Mn confere resistência por solução sólida a austenita dificultando o cisalhamento do C para formar a martensita. A austenita ao fim da sua transformação, dependendo da taxa de aquecimento pode ter composição química bastante heterogênea e diferente tamanho de grão, dificultando a análise da influência da taxa de aquecimento na Ms dos aços estudados.

## **4.2 Recristalização**

Existe uma recristalização dependente de tempo e temperatura (difusão) que ocorre anteriormente a austenitização durante o aquecimento dos aços *DP* laminados a frio. Dados de dilatométrica confirmam que os aços *DP980* e *DP980Z* também sofrem este efeito. Como pode ser visto na Figura 3-2 existe uma saliência na curva de dilatação logo antes da transformação



austenítica começar. Metalografia dos aços *DP980Z* (Figura 4-1) de amostras aquecidas até 680°C, mantidos por (a) um e (b) trinta minutos, demonstram maior recristalização do aço que permaneceu por mais tempo em tal temperatura.



**Figura 4-1 - *DP980Z* - a) Amostra mantida por um minuto em 680°C, b) Amostra mantida por trinta minutos em 680°C.**

Quando submetido por um minuto a temperatura de 680°C (Figura 4-1 – a), a recristalização do aço *DP980Z* não pareceu ser muito eficiente. A microestrutura do aço, ferrítica + perlita, ainda se manteve orientada na direção de laminação após o tratamento térmico. Entretanto, quando a amostra foi mantida por 30 minutos na mesma temperatura (Figura 4-1 – b), foi observado maior nível de recristalização do aço, com crescimento e arredondamento dos grãos.

A adição de Nb e Ti na composição química do aço *DP980Z* é o que produz o efeito de retardar a recristalização. O mecanismo que entra em funcionamento pode ser tanto o retardo por soluto, i.é. devido ao enriquecimento do soluto Nb na fronteira de grão, ou precipitação induzida por deformação, como visto no grande retardo da recristalização de aços HSLA quem contém Nb e C [1].

### **4.3 Transformação de fases durante o resfriamento**

A concentração de Mn e C na austenita, de um aço de certa composição química, durante o recozimento intercrítico podem variar de acordo com a taxa de aquecimento e temperatura máxima intercrítica durante o recozimento. Como relatado anteriormente, menor taxa de aquecimento proporciona maior tempo para a difusão acontecer a partir da ferrita. Por outro lado, maior temperatura intercrítica promove maior transformação da ferrita - pobre em C - em austenita, diluindo o total de C na fase. A concentração de C e Mn na austenita têm um papel muito importante na temperabilidade, já que ambos os elementos estabilizam a fase,

dificultando a formação da ferrita retransformada e bainita. Desta maneira, quando a austenita se encontra rica em C e Mn terá maior transformação para martensita, em resfriamentos não muito críticos.

Tabela 4-3 - DP980 - Ms para cada ciclo em diferentes T de imersão e tempos a 460°C.

DP980			
T encharque	% Austenita	Tempo em 460°C (s)	Ms (°C)
775°C	10,1	0	189
		10	161
		60	132
		600	99
790	16,6	0	226
		10	179
		30	151
		60	140
		300	118
		600	106
800	20,1	0	255
		10	196
		30	137
		60	111
		300	118
		600	106
810*	27,0	0	271
		10	205
		30	100
		60	97
		300	x
		600	x
825*	37,2	0	269
		10	190
		60	98
		600	91

**Tabela 4-4 - DP980Z - Ms para cada ciclo em diferentes T de imersão e tempos a 460°C. \*T de encharque que ocorre formação de bainita mesmo sem manter em 460°C.**

DP980Z			
T encharque	% Austenita	Tempo em 460°C (s)	Ms (°C)
775°C	17,4	0	250
		10	232
		60	204
		600	181
790	28,5	0	261
		10	233
		30	206
		60	185
		300	158
		600	150
800*	38,7	0	283
		10	260
		30	229
		60	178
		300	125
		600	130
810*	51,0	0	316
		10	227
		30	198
		60	137
		300	114
		600	96
825*	70,1	0	283
		10	198
		60	126
		600	108

A Tabela 4-3 e Tabela 4-4 mostram a Ms dos aços *DP980* e *DP980Z*, respectivamente, para cada ciclo mostrado nas Figura 3-5 e Figura 3-6 com diferentes temperaturas de imersão e períodos em 460°C (galvanização). A % de transformação para austenita durante o recozimento também é mostrada nas tabelas para cada temperatura intercrítica alcançada com uma barra azul proporcional ao valor.

Assim como o aço *DP980Z* tem menores temperaturas A1 e A3 a uma taxa de aquecimento de 3°C/s, da mesma maneira desenvolveu uma maior taxa de transformação para austenita até uma dada temperatura de imersão. Como exemplo, o *DP980* tem 37,2% de fase austenita transformada em 825°C, enquanto o *DP980Z* em 800°C já mostra uma fração de

transformação maior, de 38,7%. Isto se deve, entre outros fatores, a maior concentração de Mn do *DP980Z*, que estabiliza a austenita.

Das tabelas anteriores também se pode verificar que quanto maior o tempo em 460°C (galvanização), menor é a temperatura  $M_s$  no resfriamento posterior. Isto se deve ao fato de que mais bainita livre de carbonetos irá se formar, partindo o C para a austenita retida. A austenita mais rica em carbono necessita de maior força motriz (superresfriamento) para transformar-se em martensita. Seguindo o mesmo pensamento, quanto maior a temperatura de imersão, mais ferrita pro-eutetóide irá se transformar em austenita no aquecimento e diluir sua concentração de carbono, aumentando a temperatura  $M_s$  em um resfriamento contínuo. Entretanto, há um ponto limite até onde isto ocorre. A austenita, quando demasiadamente diluída em C, não mais fornece temperabilidade suficiente para evitar a formação da bainita e/ou ferrita retransformada durante o resfriamento contínuo. Desta forma, com a formação dessas fases, a  $M_s$  pode voltar a baixar com a elevação da temperatura de imersão. Ademais, estruturas *DP* mais finas produzem mais martensita que as microestruturas coalescidas [19]. A razão para isso se acredita estar ligado ao resultado do efeito de maior enriquecimento de carbono em estruturas finas em comparação às coalescidas durante o resfriamento.

#### **4.4 A fração volumétrica estimada das fases**

A Tabela 4-5 e Tabela 4-6 mostram as frações volumétricas estimadas das fases nas amostras submetidas aos diferentes tratamentos térmicos, que simularam os parâmetros industriais na produção dos aços *DP980* e *DP980Z*, respectivamente. Os parâmetros industriais estudados foram diferentes temperaturas de imersão (temperatura intercrítica) e diferentes tempos em 460 °C (temperatura de galvanização). Os outros parâmetros do processo foram mantidos constantes, tais como taxa de aquecimento de 20°C/s até 650°C, seguido de uma menor taxa de aquecimento (3°C/s) até a temperatura de imersão e taxa de resfriamento de 25°C/s.

**Tabela 4-5 - DP980 - Fração volumétrica estimada de cada fase.**

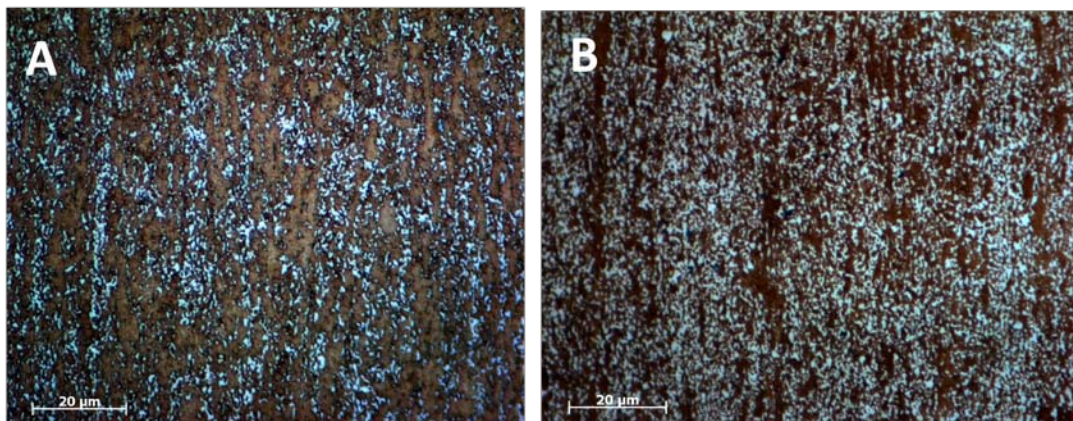
Temperatura(°C)	% Austenita	Tempo em 460 °C (s)	Dilatação (µm)	Bainita %	Martensita %	Ferrita retransf
775	10,1	0	0,0	0,0	8,8	1,3
		10	0,3	0,5	8,3	
		60	1,9	3,0	5,8	
		600	2,3	3,7	5,1	
790	16,6	0	0,0	0,0	15,0	1,6
		10	3,9	6,2	8,8	
		30	6,1	9,8	5,2	
		60	6,9	11,0	4,0	
		300	7,1	11,4	3,6	
		600	7,1	11,4	3,6	
800	20,1	0	0,0	0,0	18,0	2,1
		10	4,8	7,7	10,3	
		30	7,1	11,4	6,6	
		60	7,8	12,5	5,5	
		300	8,1	13,0	5,0	
		600	8,1	13,0	5,0	
810	27	0	2,7	4,3	20,0	2,7
		10	8,1	12,9	11,4	
		30	9,9	15,8	8,5	
		60	10,4	16,6	7,7	
		300	10,6	16,9	7,4	
		600	10,6	16,9	7,4	
825	37,2	0	12,0	19,2	12,5	5,5
		10	15,6	25,0	6,7	
		60	17,8	28,5	3,2	
		600	18,0	28,8	2,9	

**Tabela 4-6 - DP980Z - Fração volumétrica estimada de cada fase.**

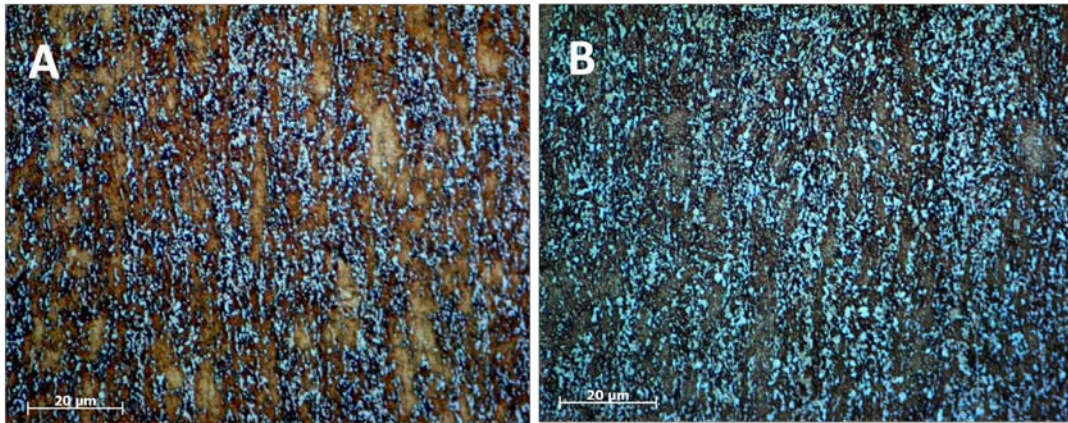
Temperatura(°C)	% Austenita	Tempo em 460 °C (s)	Dilatação (µm)	Bainita %	Martensita %	Ferrita retransf
775	17,4	0	0,0	0,0	12,0	5,4
		10	0,5	0,8	11,2	
		60	1,6	2,6	9,4	
		600	2,3	3,7	8,3	
790	28,5	0	0,0	0,0	19,3	9,2
		10	2,8	4,5	14,8	
		30	5,2	8,3	11,0	
		60	6,0	9,6	9,7	
		300	6,4	10,2	9,1	
		600	6,4	10,2	9,1	
800	38,7	0	2,0	3,2	22,0	13,5
		10	7,1	11,4	13,8	
		30	9,9	15,9	9,3	
		60	10,8	17,3	7,9	
		300	11,2	18,0	7,2	
		600	11,2	18,0	7,2	
810	51	0	3,0	4,8	26,3	19,9
		10	10,2	16,3	14,8	
		30	12,5	20,0	11,1	
		60	12,8	20,5	10,6	
		300	13,6	21,8	9,3	
		600	13,6	21,8	9,3	
825	70,1	0	15,0	24,0	18,0	28,1
		10	20,2	32,3	9,7	
		60	22,2	35,5	6,5	
		600	22,6	36,2	5,8	

A %V de martensita na microestrutura dos aços *DP980* e *DP980Z*, a uma dada taxa de resfriamento durante a têmpera, pode aumentar com maior temperatura de imersão, pois mais austenita é formada. Entretanto se atingir uma temperatura excessiva, a austenita se tornará muito diluída em C, resultando em maior formação de ferrita retransformada e/ou bainita, antes da temperatura alcançar a  $M_s$  durante o resfriamento. Desta maneira, a partir de certo ponto, a %V de martensita pode começar a decair com o aumento da temperatura intercrítica. A rejeição de C para a austenita durante o resfriamento à medida que as estruturas ferríticas e bainíticas são formadas produz uma menor temperatura  $M_s$ . Contudo, austenita retida pode ser encontrada entre a microestrutura martensítica em temperatura ambiente, refletindo, em menor grau, propriedades *TRIP* no aço. Entretanto, neste trabalho, na análise de %V das fases a austenita retida será considerada martensita, visto que sucede uma transformação de fase adifusional (transformação martensítica) no momento que o aço é deformado.

A Figura 4-2 e Figura 4-3 mostram imagens de metalográficas da microestrutura dos dois aços investigados no trabalho (*DP980* e *DP980Z*, respectivamente) após duas temperaturas de recozimento intercrítico. A foto rotulada com a letra “A” é de um recozimento intercrítico até a temperatura de 790°C, e a letra B é de um recozimento intercrítico até 810°C. Ambos os recozimentos não passaram por tratamento de austêmpera (460°C), ou seja, foram resfriados continuamente desde a temperatura intercrítica até a temperatura ambiente.

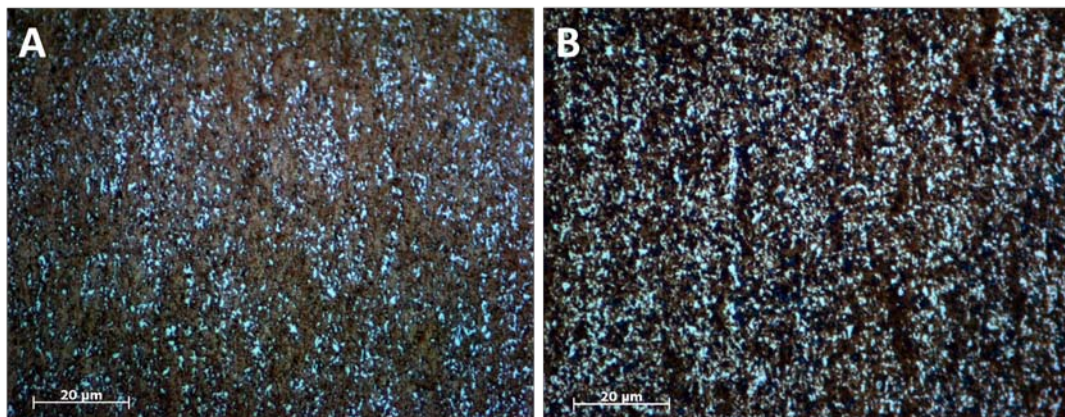


**Figura 4-2 - *DP980* - Microestrutura após recozimento intercrítico de A - 790°C e B 810°C, Resfriamento contínuo.**

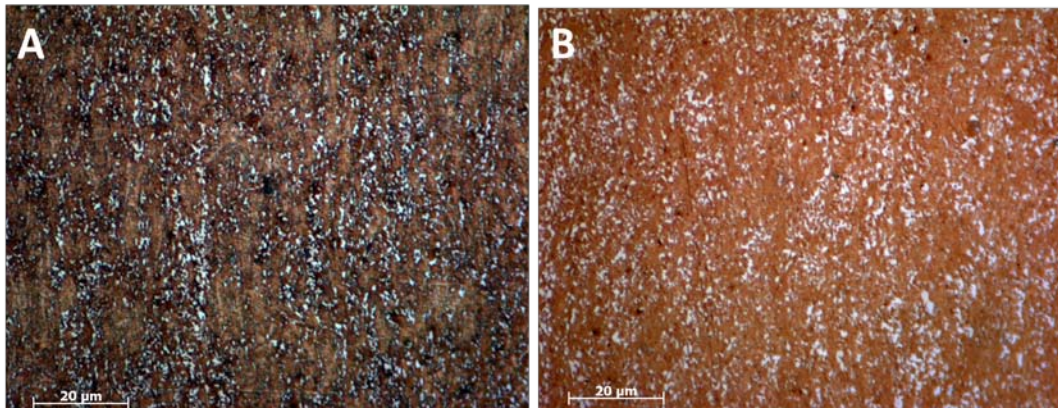


**Figura 4-3 - DP980Z - Microestrutura após recozimento intercrítico de A - 790°C e B 810°C, Resfriamento contínuo.**

A Figura 4-4 e Figura 4-5 mostram as microestruturas dos dois aços, passando pelas mesmas temperaturas de recozimento intercrítico das figuras anteriores, entretanto com um passo de austêmpera em 460°C por 30 segundos, devido à necessidade de galvanização.



**Figura 4-4 - DP980 - Microestrutura após recozimento intercrítico de A - 790°C e B 810°C e austêmpera por 30 segundos.**

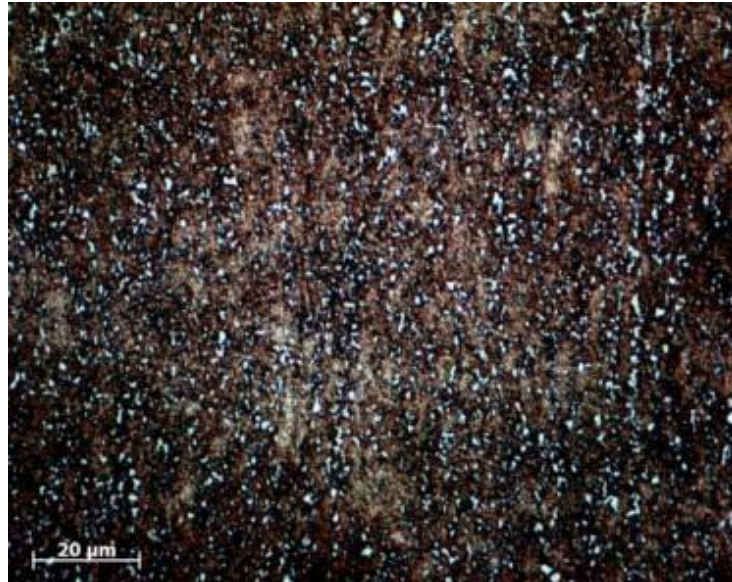


**Figura 4-5 - DP980Z - Microestrutura após recozimento intercrítico de A - 790°C e B 810°C e austêmpera por 30 segundos.**

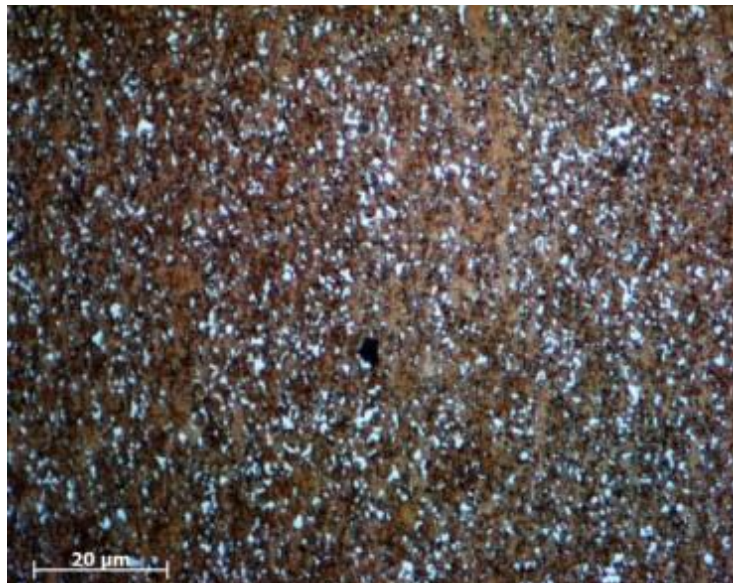
Comparando as microestruturas dos aços estudados processados por resfriamento contínuo e os que passam por austêmpera em 460°C por 30 segundos, se verifica que nos primeiros se encontra maior concentração de martensita na microestrutura do aço. Isso acontece, pois quando o aço permanece em 460°C, sucede a formação bainítica, portanto resta menor quantidade de austenita para se transformar em martensita.

A Figura 4-6 e Figura 4-7 mostram a microestrutura dos aços *DP980* e *DP980Z*, respectivamente, quando a temperatura de recozimento intercrítico é de 825°C. Nesta temperatura de recozimento, houve uma grande fração de transformação de ferrita para a austenita. Desta maneira a austenita ficou mais diluída em C e, portanto perde consideravelmente sua temperabilidade e ocorre grande fração volumétrica de transformação da ferrita retransformada e bainita durante o resfriamento contínuo. Deste modo menor fração volumétrica de martensita é encontrada na microestrutura dos dois aços, mesmo que maior fração volumétrica de austenita tenha sido transformada durante o recozimento intercrítico.





**Figura 4-6 - DP980 - Microestrutura após recozimento intercrítico de 825°C e resfriamento contínuo.**

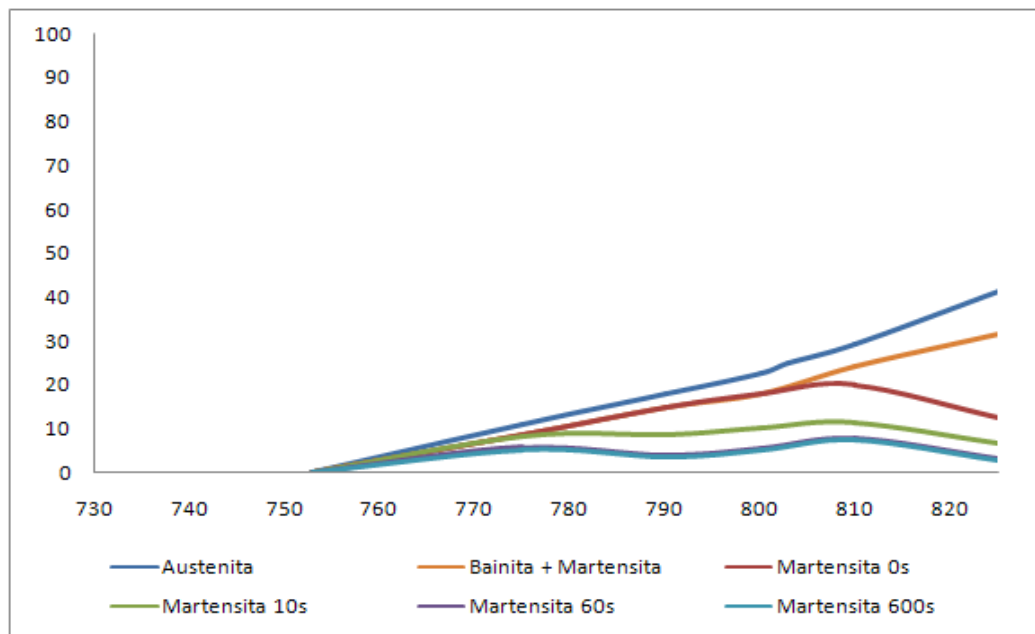


**Figura 4-7 - DP980Z - Microestrutura após recozimento intercrítico de 825°C e resfriamento contínuo.**

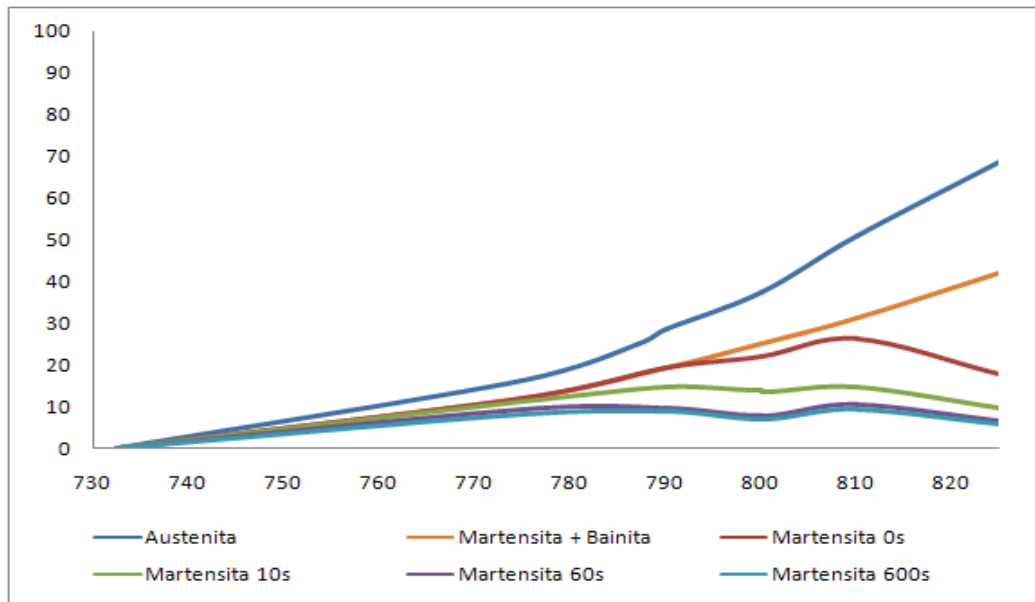
Um mapa com uma visão geral envolvendo a temperatura de imersão e tempo em galvanização pode ser observado na Figura 4-8 e Figura 4-9, onde se pode traçar uma linha vertical em certa temperatura de imersão e verificar, para cada tempo em galvanização (0s, 10s, 60s e 600s) qual é a %V de cada fase na microestrutura resultante dos aços DP980 e DP980Z. A linha azul forte mostra a taxa de transformação austenítica que ocorre durante o aquecimento para cada temperatura de imersão. O mapa deve ser interpretado da seguinte maneira:

- A distância entre o topo do gráfico e a linha azul escuro indica a fração de ferrita proeutetóide do aço.

- A distância entre a linha azul escuro e laranja corresponde à fração volumétrica de ferrita retransformada.
- A distância entre a linha laranja e as demais abaixo da mesma correspondem à fração volumétrica de bainita para os diferentes tempos em galvanização que a amostra se submeteu (0s – vermelho; 10s – verde; 60s – roxo; 600s – azul claro).
- A distância entre as linhas vermelha, verde, roxo e azul claro e o eixo X do gráfico indica a fração volumétrica de martensita.



**Figura 4-8 - DP980 - Mapa da microestrutura resultante do aço de acordo com os parâmetros industriais.**



**Figura 4-9 - DP980Z - Mapa da microestrutura resultante do aço de acordo com os parâmetros industriais.**

De acordo com os mapas acima, pode-se, de uma maneira mais fácil, perceber que o aço *DP980Z* tem uma maior taxa de transformação para austenita em uma dada temperatura intercrítica. Como relatado anteriormente, para transformar 37,2% do volume do aço *DP980* em austenita, é necessário chegar a 825°C, enquanto no caso do aço *DP980Z*, 38,7% de transformação austenítica já é alcançada em apenas 800°C, nos parâmetros utilizados nos experimentos.

Os mapas também evidenciam a transformação bainítica que ocorre em 460°C, pois quanto maior o tempo em 460°C, maior a fração bainítica na amostra e menor a fração martensítica. A maior parte desta transformação ocorre nos primeiros instantes de galvanização, quando a austenita ainda se encontra empobrecida em C. Assim que a transformação vai procedendo, a austenita vai se enriquecendo em C, aumentando sua temperabilidade, portanto suprimindo a reação bainítica.

## 5. CONCLUSÕES

Através do uso de dilatométrica e metalografia em amostras dos aços *DP980* e *DP980Z* foi possível chegar às seguintes conclusões sobre as cinéticas de transformações e microestrutura resultante que ocorrem durante o processamento industrial das mesmas:

- Foi confirmada a recristalização desenvolvida durante aquecimento no aço *DP980Z* laminado a frio, antes de alcançar a temperatura eutetóide. Esse efeito além da temperatura, também é dependente do tempo em que os átomos dispõem para poder, através de difusão, encontrar sítios de menor energia.
- A taxa de aquecimento parece influenciar na temperabilidade dos aços devido à difusão do Mn que necessita de tempo e temperatura para ocorrer.
- Foi possível estimar a fração volumétrica das fases presentes na microestrutura que passaram por distintas temperaturas de imersão e por diferentes períodos em 460°C (temperatura de galvanização).

Com as informações da microestrutura resultante na produção dos aços *DP980* e *DP980Z*, pode-se estimar os parâmetros industriais que serão empregados e qual são suas variações admissíveis durante a produção dos mesmos. Com o conhecimento da fração volumétrica de cada fase presente na microestrutura, em conjunto com informações adicionais como densidade de discordâncias, aumento na resistência por solução sólida, concentração de carbono presente nas fases, testes mecânicos, etc. é possível ajustar todos os parâmetros para produzir um aço *Dual-Phase* com aproximadamente 980 MPa de resistência a tração, 10% de alongação, entre outras propriedades. Entretanto o processamento do aço pode variar de acordo com a necessidade de cada cliente.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos na realização dos trabalhos investigativos desenvolvidos no escopo deste trabalho é possível fazer as seguintes sugestões de trabalhos futuros:

- Verificar a cinética de recristalização do aço *DP980*;
- Analisar através de difrações por raios-X, a influência da temperatura intercrítica e do tempo de galvanização na fração de austenita retida que possa existir na microestrutura de algumas amostras deste trabalho;
- Desempenhar ensaios mecânicos para confirmar como as propriedades dos aços estão relacionadas com as diferentes microestruturas dos aços estudados;
- Testar novas composições químicas, tentando produzir um aço de livre de Mo e com menor concentração de Mn.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Watershoot, T. Formable High strength Low Carbon Steels.
2. Rocha, R.O.; Melo, T.M.F.; Pereloma, E.V.; e Santos D.B. – Evolution at the Initial Stages of Continuous Annealing of Cold Rolled Dual-Phase Steels.
3. Kuang, S.; Kang, Y. L.; Yu, H e Liu, R. Effect of continuous annealing parameters on the mechanical properties and microstructure of a cold rolled Dual-Phase steel.
4. Watershoot, T. Fundamentals of Aging in Multiphase Ferrous Alloys Static Strain Ageing and Tempering in Dual-Phase Steels.
5. Saedi, N.; Ekrami, A. Comparison of Mechanical Properties of Martensite/Ferrita and Bainite/Ferrite Dual-Phase 4340 steels; Sharif University of Technology, Department of Material Science and Engineering, Tehran, Iran.
6. Clarke, A. J.; Speer, J. G.; Miller, M. K.; Hackenberg, R. E.; Edmonds, D. V.; Matlock, D. K.; Rizzo, F. C.; Clarke, K. D.; De Moor, E.; Ghent, Belgium
7. De Cooman, B. C. Structure Properties relationship in TRIP Steels containing carbide-free bainita.
8. Quidort, D.; Bréchet, Y. The Role of Carbon on the kinetics of bainita transformation in steels.
9. Girault, E.; Miller, R.L. Comparison of the Effects of Silicon and Aluminium on the Tensile Behavior of Multiphase Trip-Assisted Steels.
10. Sun, S.; Pugh M. Manganese Partitioning in Dual-Phase Steels During Annealing.
11. 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; Material Science and Engineering A; Materials and Metallurgical Engineering Department; School of Engineering; Islamic Azad University; Dezfoul Branch, Iran.
12. Speich, G.R.; Miller, R.I. Mechanical Properties of Ferrite Martensite Steels.
13. Bhadeshia, H. K. D. H. Ferrite Formation in Heterogeneous Dual-Phase Steels; University of Cambridge; Department of Metallurgy and Materials Science, England.
14. Senuma, T.; Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets; ISIJ International, Vol. 41 (2001); Japan.
15. Mesquita, R. A.; Barbosa, C. A. Efeito do Ti, Nb e V no crescimento de grão austenítico de um aço ferramenta para trabalho a quente.

16. Chao, J.Z.; Mesplont, C.M.; De Cooman, B.C. Calculation of the Phase Transformation Kinetics from a Dilatation Curve.
17. Meng, Q.; Li, J.; Jian, W.; Zhang, Z.; Zhang, L. Effect of Water Quenching Process on Microstructure and Tensile Properties of Low Alloy Cold Rolled Dual-Phase Steel.
18. Cahn, R.; Haansen, P. Physical Metallurgy, Fourth Revised and Enhanced Edition.
19. Demir, B.; Erdogan, M. The Hardenability of Austenite with Different Alloy Content and Dispersion in Dual-Phase Steels.