

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS CICLOS TÉRMICOS DE DIFERENTES PROJETOS DE FORNOS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS *DUAL PHASE* GALVANIZADOS – ARCELORMITTAL VEGA ¹

Fernando Coelho de Oliveira ²

Fabiano Jose Fabri Miranda ³

Fabício Brandão Pereira de Souza ⁴

Julliovany Drumond ⁵

Dagoberto Brandão Santos ⁶

Resumo

A indústria automobilística está cada vez mais competitiva e com isso as empresas siderúrgicas estão investindo no desenvolvimento de aços de alta resistência, como os aços *Dual Phase*, que apresentam uma boa combinação de resistência, conformabilidade e soldabilidade. Este trabalho tem por objetivo apresentar os resultados de um plano de experiência industrial realizado em linhas de galvanização por imersão à quente, onde foi verificada a influência do perfil térmico de diferentes projetos de fornos de recozimento contínuo na microestrutura e propriedades mecânicas de aços *Dual Phase* galvanizados. Foram realizados ensaios mecânicos e caracterização da microestrutura. Os resultados mostram que altas taxas de aquecimento, durante o recozimento em temperaturas intercríticas, altas taxas de resfriamento e baixo tempo de equalização propiciam uma microestrutura com maior volume de martensita e, como consequência, valores maiores de limite de resistência.

Palavras-chave: Aços *dual phase*; Recozimento contínuo; Microestrutura; Propriedades mecânicas.

ANALYSIS OF THE TERMAL CICLES INFLUENCE OF DIFFERENT CONTINUOUS ANNEALING FURNACES PROJECTS IN MICROESTRUTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS – ARCELORMITTAL VEGA

Abstract

The automotive industry has increasing their competitive and the steel companies are investing the development of high strength steels such as dual phase steels, which have a good combination of strength, formability and weldability. This work has for objective to present the results of an experience in an industrial plant carried out in lines of the hot dip galvanizing; where it was verified the influence of the thermal profile of different designs of continuous annealing furnaces on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels galvanized. Mechanical tests and microstructure characterization were performed. The results show that high heating rates during the annealing at intercritical temperatures, low equalization time and high cooling rates provide a microstructure with a greater volume fraction of martensite and, consequently, higher values of tensile strength.

Key words: Dual phase steel; Continuous annealing; Microstructure; Mechanical properties.

¹ Contribuição técnica ao 49º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 22 a 25 de outubro de 2012, Vila Velha, ES, Brasil.

² Gerente de Área Galvanização 2 - ArcelorMittal Vega – Mestrando no PPGEM – Universidade Federal de Minas Gerais.

³ Gerente do Departamento de Metalurgia - ArcelorMittal Vega

⁴ Especialista de Processo – ArcelorMittal Vega - Mestrando no PPGEM – Universidade Federal de Minas Gerais.

⁵ Especialista de Desenvolvimento de Produtos - ArcelorMittal Vega

⁶ Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais - Universidade Federal de Minas Gerais.

1 INTRODUÇÃO

A indústria automobilística está cada vez mais competitiva e com isso as empresas siderúrgicas estão investindo em pesquisa e desenvolvimento de aços de alta resistência, como os aços *Dual Phase* e com efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), que apresentam limite de resistência bem superior aos aços microligados (ARBL).

Geralmente, um aumento de resistência de um aço conduz a uma redução na sua capacidade de deformação, tanto pela redução do alongamento total como pela redução na capacidade de encruamento. Os aços *Dual Phase* apresentam uma excelente combinação de resistência, conformabilidade e soldabilidade,⁽¹⁾ o que possibilita a fabricação de peças estruturais mais leves e, como consequência, propicia uma redução de consumo de combustível dos automóveis, gerando economia para o consumidor final, além de aspectos ambientais positivos devido à redução de emissão de gases na atmosfera. Outro aspecto muito importante dos aços *Dual Phase* é o bom desempenho das peças estruturais em caso de colisões dos automóveis, onde a característica de alta resistência propicia deformações menores, resultando em maior segurança aos passageiros, o que é comprovado nos testes de colisões.

Os aços *Dual Phase* são caracterizados por uma microestrutura composta por partículas de martensita, dispersas em uma matriz ferrítica. O termo bifásico corresponde à presença predominante de duas fases, a ferrita e a martensita.^(2,3) No entanto, pequenas quantidades de perlita, bainita e austenita retida podem estar presentes. Por isso é de extrema importância a adição de elementos de liga para obter a temperabilidade e taxa de resfriamento adequadas para se evitar a formação desses constituintes indesejáveis.

A transformação austenítica e o tamanho do grão da austenita são decisivos para as propriedades mecânicas da microestrutura formada; durante o processo de recozimento contínuo dos aços *Dual Phase* em temperaturas intercríticas. Os mecanismos de formação de austenita de aços *Dual Phase* têm sido amplamente estudados. Fostein, Mohanty e Girina⁽⁴⁾ analisaram os mecanismos em diferentes taxas de aquecimento, onde foi observado que para uma taxa de aquecimento mais alta (50 K/s), o tempo para difusão do carbono é menor, ocorrendo uma redução do número de grãos de ferrita recristalizados, levando a formação de ilhas de austenita grosseiras e alongadas no sentido de laminação. Em taxas de aquecimento mais lentas (10 K/s), o processo de recristalização inicia antes e a microestrutura consiste de uma grande fração de grãos de ferrita recristalizados, que auxiliada pelo maior tempo de difusão do carbono, facilita a nucleação da austenita nos contornos dos grãos de ferrita e resulta na formação de grãos de austenita finos e homogêneos.

O objetivo deste trabalho foi analisar a influência do perfil térmico, comparando o projeto de fornos de recozimento vertical, com aquecimento através de tubos radiantes, e horizontal, com aquecimento através de chama direta e tubos radiantes, na microestrutura e propriedades mecânicas de aços *Dual Phase* galvanizados.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados no estudo foram os aços *Dual Phase*, cuja composição química é apresentada na Tabela 1. A dimensão das bobinas galvanizadas foram 1,2 mm de espessura e 1.200 mm de largura.

tABELA 1. Composição química dos aços *Dual Phase* utilizados no estudo (% em peso)

Aço	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ti
DP600	0,12	1,39	0,356	0,196	0,096	0,011
DP780	0,14	1,90	0,240	0,220	0,101	0,022

Os testes industriais foram realizados nas duas linhas de galvanização por imersão à quente da empresa ArcelorMittal Vega, localizada em São Francisco de Sul, SC. A Figura 1 mostra o layout da linha de galvanização #1, que é composta por um forno de recozimento vertical, fornecido pela empresa Drever. A Figura 2 apresenta o layout da linha de galvanização #2, que possui um forno de recozimento horizontal, fornecido pela empresa CMI Thermline.

Linha de Galvanização por imersão à quente

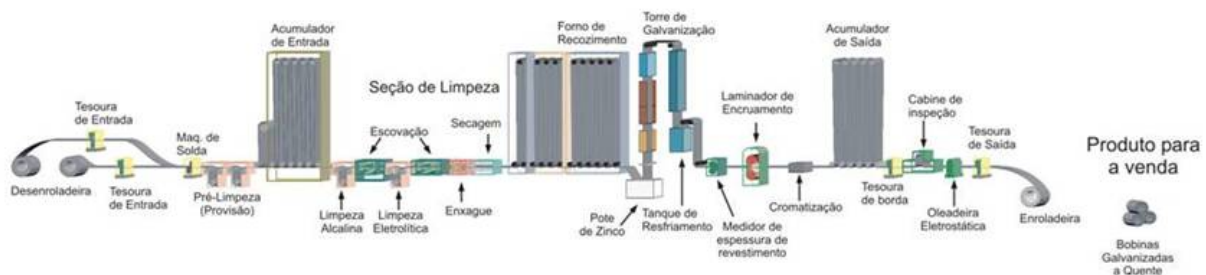


Figura 1. Layout da linha de galvanização #1.

O forno de recozimento vertical é composto pelas seguintes seções: aquecimento por tubos radiantes, encharque, resfriamento e equalização. O forno de recozimento horizontal é composto por uma seção de pré-aquecimento, aquecimento por chama direta, aquecimento por tubos radiantes, encharque, resfriamento rápido e equalização.

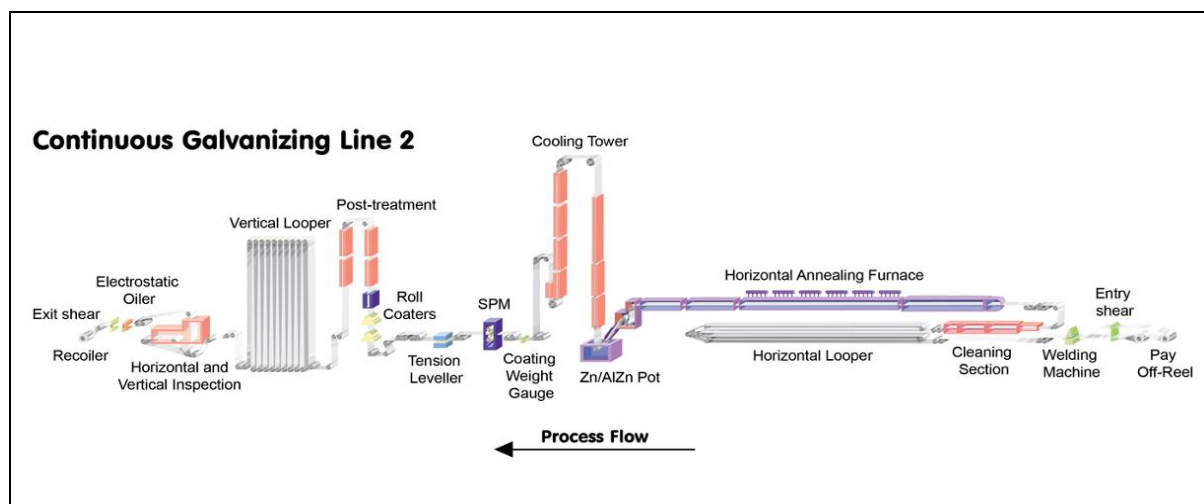


Figura 2. Layout da linha de galvanização #2.

O processo de recozimento contínuo para produção de aços *Dual Phase* segue as seguintes etapas: aquecimento até a temperatura intercrítica, encharque para permitir a nucleação e crescimento da austenita e resfriamento para transformar a austenita em martensita. A quantidade e a morfologia dos constituintes formados na microestrutura do aço dependem dos ciclos térmicos aplicados ao mesmo. A quantidade de ferrita primária e austenita formada dependem da temperatura de aquecimento. A fração da ferrita/austenita em equilíbrio pode ser calculada aplicando a regra da alavanca no diagrama de fases no sistema Fe-C-M, onde M representa a influência dos elementos de liga. A concentração de carbono na austenita pode ser determinada pela curva A_3 (Eq. 1).

A Figura 3 apresenta os ciclos térmicos das duas linhas de galvanização, conforme projetos dos fornos de recozimento contínuo ilustrados nas Figuras 1 e 2. A chapa de aço é aquecida até 800°C (temperatura de encharque) e após resfriada até a temperatura de 460°C. Antes de imergir no banho de zinco, a chapa passa pela zona de equalização, cujo objetivo principal é de garantir que a temperatura da chapa seja a mais próxima possível da temperatura visada de imersão no banho de zinco. Após a imersão no banho de zinco, a chapa é resfriada na torre de galvanização até valores próximos à temperatura ambiente.

Apesar do comprimento da zona de equalização ter um papel importante no controle da temperatura de imersão, na qualidade do revestimento e no aspecto final do produto, esta zona tem um papel negativo na produção de aços *Dual Phase* pelo fato da temperatura de equalização favorecer a decomposição da austenita em bainita, constituinte este a ser evitado na microestrutura final. Quanto maior o comprimento desta zona, maior será a quantidade de bainita formada e menor a fração de martensita no produto final. Para evitar a formação da bainita, para um dado perfil de linha, é necessário adicionar elementos de liga que reduzam a cinética de transformação, sendo o Cr e Mo os principais elementos adicionados nos aços *Dual Phase* com essa finalidade.

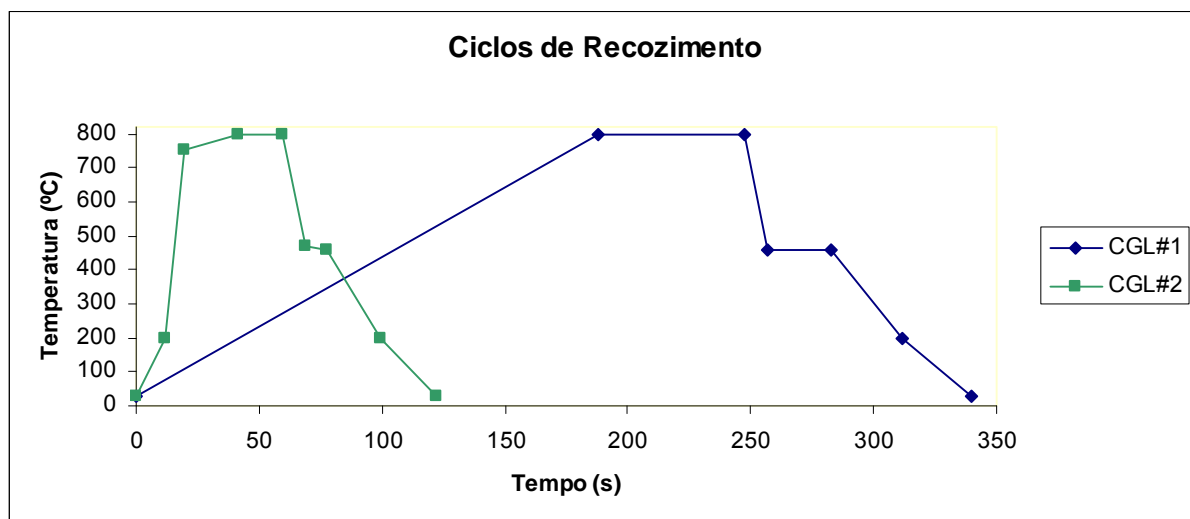


Figura 3. Ciclo térmico de recozimento das linhas de galvanização 1 e 2.

Para este estudo foram realizados ensaios mecânicos e metalográficos em corpos de provas retirados no topo, meio e cauda das bobinas processadas nas duas linhas de galvanização. Os ensaios de tração foram feitos em uma máquina Universal Instron 5585, com carga máxima de 100 kN, a temperatura ambiente, no sentido longitudinal à direção de laminação e de acordo com a norma DIN-EN 10002. Os

valores de dureza Rockwell B são dados em HRB, realizados em um durômetro Instron/Wilson/Rockwell séries 2000. A caracterização microestrutural foi feita usando um microscópio óptico Zeiss AXIO, sendo que as amostras foram cortadas no sentido de laminação, embutidas, lixadas, polidas e atacadas com o reativo de LePera.

3 RESULTADOS

Para melhor compreender o processo de decomposição da austenita nas fases de equilíbrio (ferrita e perlita) e fora do equilíbrio (bainita e martensita) é importante determinar as temperaturas de equilíbrio entre fases (A_3 e A_1) e as temperaturas de início de transformação bainítica e martensítica (B_i e M_i). Neste trabalho as seguintes equações foram usadas para o cálculo das temperaturas A_3 , A_1 , B_i e M_i :⁽⁵⁾

$$A_3 = 910 - 203C^{1/2} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W \quad (1)$$

$$A_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (2)$$

$$B_i = 637 - 58C - 35Mn - 15Ni - 34Cr - 41Mo \quad (3)$$

$$M_i = 539 - 423C - 30,4Mn - 12,1Cr - 17,7Ni - 7,5Mo \% \quad (4)$$

A Tabela 2 mostra os resultados para as temperaturas A_3 , A_1 , B_i e M_i .

Tabela 2. Temperaturas críticas de transformação DP600 (CGL#1 x CGL#2)

	A_3	A_1	B_i	M_i
DP600	925	723	583	451
DP780	918	715	562	416

3.1 Resultados de Propriedades Mecânicas e Microestrutura do aço DP600

A Tabela 3 mostra os resultados de propriedades mecânicas do aço DP600. Os resultados da linha CGL#2 apresentam valores maiores de limite de resistência, mas valores de razão elástica bem estão bem próximos aos da linha CGL#1.

Tabela 3. Propriedades mecânicas DP600 (CGL#1 x CGL#2)

	LE (MPa)	LR (MPa)	Razão Elástica (LE/LR)	Alongamento (%)	Dureza (HRB)
CGL#1	371	614	0,60	28	66
CGL#2	404	676	0,60	24	79
Especificação	360 - 430	590 - 750	≤ 0,7	≥ 21	≥ 30

A Figura 4 mostra a microestrutura do aço DP600 produzido na CGL#1 (à esquerda) e na CGL#2 (à direita). A fração volumétrica de martensita encontrada no aço produzido na CGL#1 foi de 4,5 %, enquanto na CGL#2 foi encontrada uma fração de 12,5%.

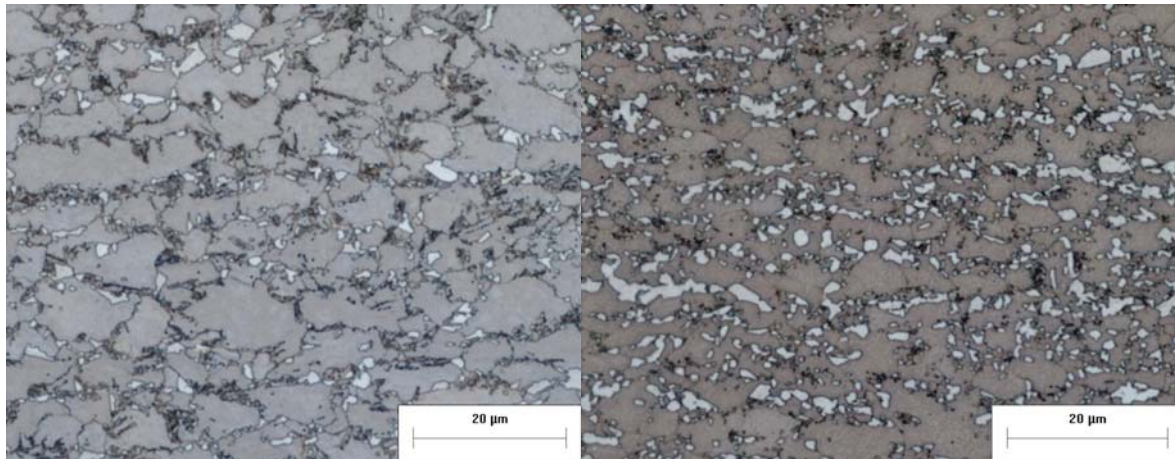


Figura 4. Microestrutura DP600 (à esquerda CGL#1 e à direita CGL#2). LePera.

A Figura 5 mostra a relação de propriedades mecânicas e volume de martensita para o aço DP 600 processado nas duas linhas de galvanização.

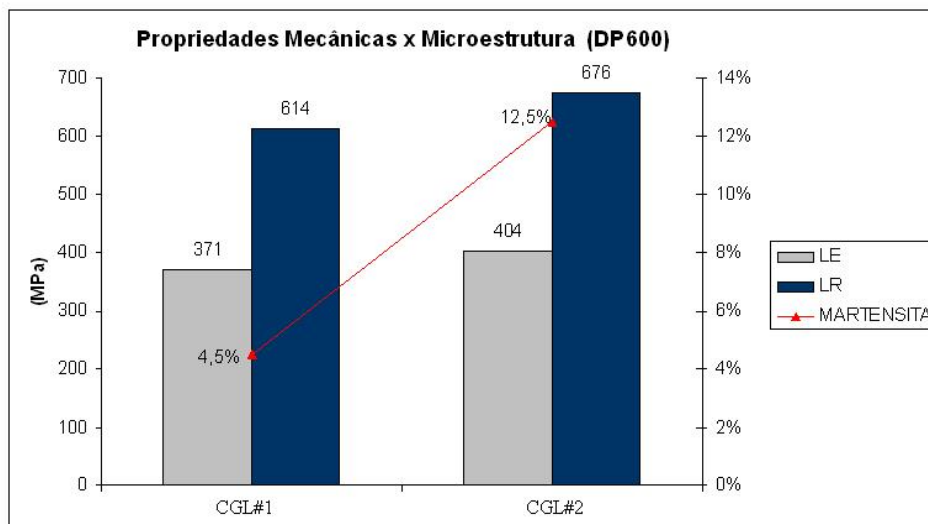


Figura 5. Relação de propriedades mecânicas e microestrutura do aço DP600.

3.1 Resultados de Propriedades Mecânicas e Microestrutura do aço DP780

A Tabela 3 mostra os resultados do aço DP780. Os resultados da linha CGL#2 apresentam valores elevados de limite de resistência, uma variabilidade considerável e baixo valor de alongamento total, o que resulta em baixa ductilidade. Os resultados da linha CGL#1 apresentam propriedades mecânicas mais uniformes, devido à baixa taxa de aquecimento e de resfriamento.

Tabela 3. Propriedades mecânicas DP780 (CGL#1 x CGL#2)

	LE (MPa)	LR (MPa)	Razão Elástica (LE/LR)	Alongamento (%)	Dureza (HRB)
CGL#1	507	793	0,64	21	79
CGL#2	560	896	0,62	16	79
Especificação	450-550	780-900	≤ 0,7	≥ 15	≥ 30

A Figura 6 mostra a microestrutura do aço DP780 produzido na CGL#1 (à esquerda) e na CGL#2 (à direita). A fração volumétrica de martensita encontrada no aço produzido na CGL#1 foi de 13,0 %, enquanto na CGL#2 foi encontrada uma fração de 32,3 %.

A Figura 7 apresenta a relação das propriedades mecânicas e volume de martensita para o aço DP 780 processado nas duas linhas de galvanização.

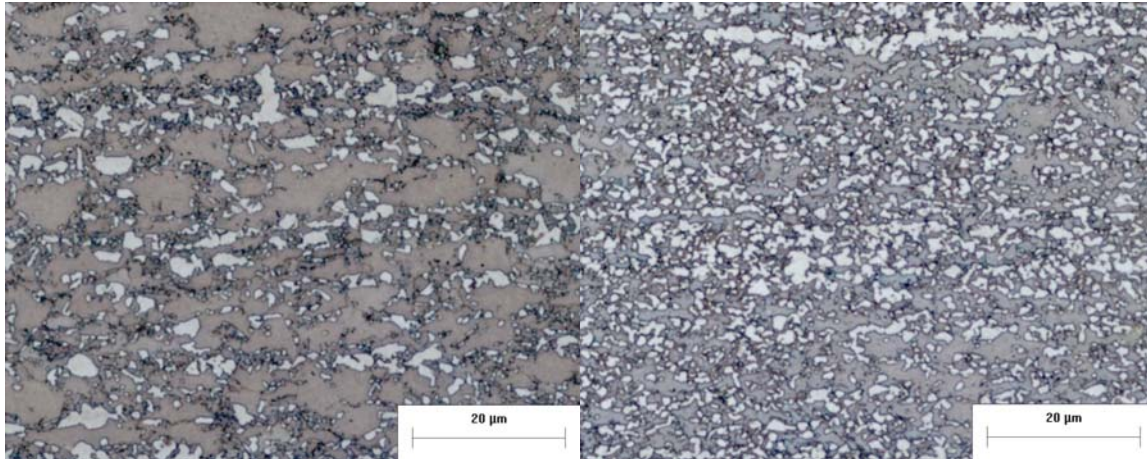


Figura 6. Microestrutura DP780 (à esquerda CGL#1 e à direita CGL#2). LePera.

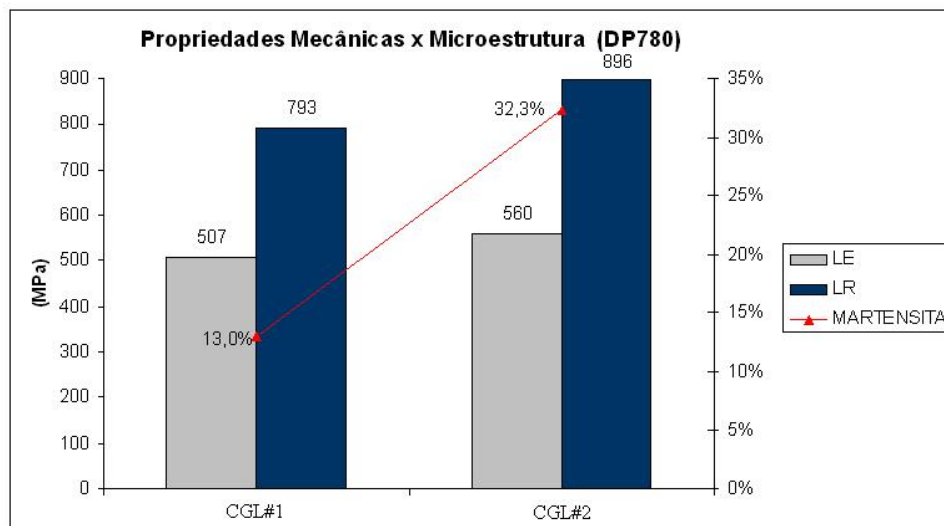


Figura 7. Relação de propriedades mecânicas e microestrutura do aço DP780.

4 DISCUSSÃO

A austenita é formada durante o aquecimento e sua fração volumétrica depende da temperatura de recozimento e dos elementos de liga. O acréscimo do teor dos elementos de liga estabilizadores da austenita no aço DP780, como o C e Mn, propicia um aumento da fração volumétrica de austenita formada durante o ciclo de recozimento intercrítico.

Durante o resfriamento, entre as temperaturas A_3 e A_1 , pode ocorrer a decomposição da austenita em ferrita, como pode ser observado na Figura 8. A ferrita desenvolve-se por nucleação no contorno de grão da austenita e, conseqüentemente, o crescimento da ferrita ocorre entre os grãos da austenita. A cinética de transformação é uma função do tamanho de grão da austenita; adição de elementos de liga, principalmente Mn, Mo e B que retardam a transformação, da

taxa de nucleação; crescimento e do avanço da interface de transformação por difusão.

Como a temperatura de recozimento, a taxa de resfriamento (mesmo comprimento da zona de resfriamento para ambas as linhas) e a composição química dos aços DP600 e DP780 são as mesmas para as duas linhas, conclui-se que a diferença entre a fração de ferrita formada nas duas linhas durante a etapa de resfriamento é dependente do tamanho do grão austenítico. Como na CGL#1 existe a tendência de formar grãos de austenita finos e homogêneos devido à baixa taxa de aquecimento, ao contrário da CGL#2 com formação de ilhas de austenita grosseiras e alongadas, é esperado um maior volume de ferrita formada durante resfriamento na CGL#1. Pela diferença de composição química, o aço DP780 apresenta uma maior temperabilidade e, portanto, a cinética de transformação ferrítica é reduzida.

Na fase de equalização e imersão no pote de zinco, a temperatura da chapa é superior à temperatura de início de transformação martensítica M_i (Tabela 1) e inferior à temperatura de início de transformação bainítica B_i para os aços DP600 e DP780, portanto, a formação da martensita inicia somente após a saída do pote de zinco, ou seja, na torre de resfriamento. No entanto, a bainita é formada antes da zona de equalização e é um constituinte originado da austenita não transformada, sendo controlada pela difusão do carbono e elementos de liga. O comprimento da equalização é preponderante para a quantidade de bainita formada nos aços *Dual Phase*. A bainita, por ser um constituinte com propriedades intermediárias entre a ferrita e a martensita, quando substitui a martensita, tende a reduzir o limite de resistência e aumentar o limite de escoamento, aumentando a relação elástica e, por conseguinte, uma redução na conformabilidade do material, sendo assim a formação da bainita nos aços *Dual Phase* é indesejável e deve ser evitada. Como podemos observar nos resultados, o ciclo térmico da CGL#1, que apresenta elevado tempo de equalização e baixas taxas de aquecimento, resulta numa formação maior de bainita e, conseqüentemente, em um volume menor de martensita (4,5%) comparando com a CGL#2 que possui um encharque curto e altas taxas de aquecimento e um volume maior de martensita (12,5%).

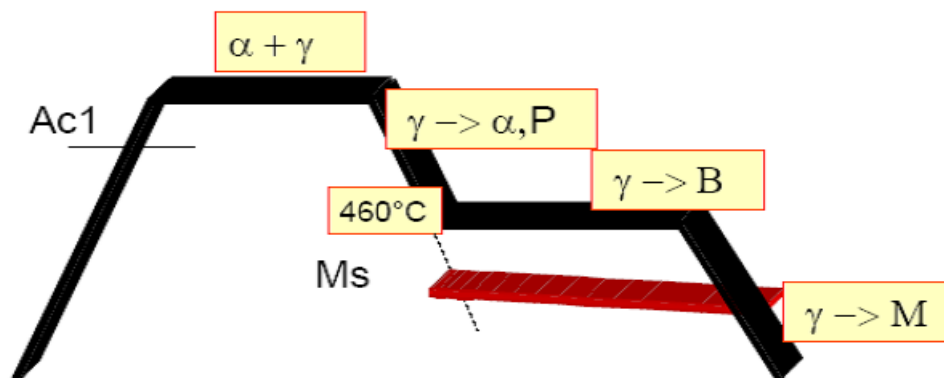


Figura 8. Esquema de formação de fases e constituintes na microestrutura.

Conforme mencionado anteriormente, o aumento na quantidade de elementos de liga estabilizadores da austenita no aço DP780 aumenta a fração volumétrica de austenita formada durante o recozimento. Este aumento na quantidade de austenita, juntamente com a influência desses elementos na cinética de transformação das fases controladas por difusão, ocasionou uma maior fração volumétrica de martensita no aço DP780. No entanto, a proporção do volume de martensita

manteve-se praticamente constante nos aços DP600 e DP780, pois os resultados de fração volumétrica de martensita na CGL#2 foram aproximadamente 2,5 vezes maiores que os resultados da CGL#1, tanto para o aço DP600 quanto para o aço DP780, resultados esses inerentes ao perfil térmico das duas linhas de produção.

5 CONCLUSÕES

Em linhas de galvanização por imersão a quente, a formação da martensita ocorre durante o resfriamento final e a quantidade de martensita na microestrutura final depende do controle da quantidade de austenita após o recozimento intercrítico; da velocidade de resfriamento após aquecimento para controle da formação da ferrita e, principalmente, do tempo de equalização a temperatura de 460°C, condicionado pelo comprimento da zona de equalização.

A alta taxa de aquecimento na linha CGL#2 promove a formação de um elevado volume de austenita, que resulta em uma maior fração volumétrica de martensita, altos níveis de limite de resistência e a formação de uma microestrutura mais refinada. O aquecimento mais lento e o elevado tempo de encharque e equalização na linha CGL#1 resultaram na formação de bainita, o que resulta em uma menor fração volumétrica de martensita e, por consequência, menores níveis de limite de resistência.

Linhas com zona de equalização curta (tipo CGL#2) são apropriadas para a produção de aços *Dual Phase*, pois evita a adição de elementos de liga para controle da transformação bainítica. Em compensação, linhas com equalização longa (tipo CGL#1) necessitam de aços mais carregados em elementos de liga para se evitar a formação de bainita em excesso.

Agradecimentos

FCO agradece a ArcelorMittal a oportunidade e o apoio na realização do mestrado.

REFERÊNCIAS

- 1 CARLSSON, B.; LARSSON, J.; NILSSON, T. Dual Phase Steels for Automotive Body: Design, Forming and Welding Aspects. SSAB Tunnplat AB, Borlänge, Sweden.
- 2 SPEICH, G. R. Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels. Monroeville, Pa. United States Steel Corporation, Research Laboratory.
- 3 KOT, R. A.; MORRIS, J. W. Structure and Properties of Dual Phase Steels. New Orleans. Conference Proceeding, The Metallurgical Society of AIME, 1979.
- 4 FONSTEIN, N.M.; MOHANTY, R.R.; GIRINA O.A.; Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2011.
- 5 KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. Materials Park, Ohio. ASM International, 1990. 497 p.