

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE RECOZIMENTO INTERCRÍTICO SOBRE AÇOS BIFÁSICOS MICROLIGADOS AO Nb-Mo EM FUNÇÃO DOS TEORES DE C e Mn*

Fernando Generoso Neiva Ferreira¹
Nilton Vieira Larcher²
Rodrigo Rocha de Meira³
Andersan dos Santos Paula⁴

Resumo

O aumento crescente dos requisitos de segurança a serem atingidos pela indústria automotiva vem cada vez mais exigindo a utilização de aços com maior conteúdo tecnológico, que é o caso do aço bifásico (“*dual-phase*”), que são caracterizados por uma microestrutura ferrítico-martensítica. Neste trabalho, estudaram-se, em escala laboratorial, os efeitos das temperaturas de encharque intercríticas (750, 800 e 850°C) e distintas taxas obtidas por dois diferentes meios de resfriamento (ar e ar forçado) na obtenção de microestrutura bifásica a partir de dois aços laminados a frio “*full-hard*” (produzidos industrialmente), com micro-adições de Nb e Mo e diferentes teores de C e Mn. Utilizando ensaios mecânicos de tração, microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), observaram-se as influências da temperatura de encharque e da taxa de resfriamento sobre as microestruturas resultantes e as influências da presença de ferrita encruada, dos carbonetos não dissolvidos e da morfologia da segunda fase sobre as propriedades mecânicas das amostras estudadas.

Palavras-chave: Recozimento intercrítico; Aços avançados de alta resistência; Aços bifásicos; Ferrítico-martensítico.

INFLUENCE OF INTERCRITICAL ANNEALING PARAMETERS ON Nb-Mo MICROALLOYED DUAL PHASE STEELS AS A FUNCTION OF C AND Mn CONTENTS

Abstract

The increasing safety requirements to be met by the automotive industry are increasingly demanding the use of higher technological content steels, which is the case of dual phase steel, which are characterized by a ferritic-martensitic microstructure. In this paper was studied, in a laboratory scale, the effects of intercritical soaking temperatures (750, 800 and 850°C) and two distinct cooling rates obtained by different cooling means (air and forced-air) to obtain a dual phase microstructure from two full-hard cold rolled steels (industrially produced), microalloyed with Nb and Mo and different C and Mn contents. Using tensile test, optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) were observed the influence of soaking temperatures and cooling rates in the resulting microstructures, and the influence of work-hardened ferrite, undissolved carbides and second phase morphology on the mechanical properties of the studied samples.

Keywords: Intercritical annealing; Advanced high strength steels; Dual phase steels; Ferritic-martensitic.

¹ M.Sc., Eng. Desen. Sênior, Companhia Siderúrgica Nacional, Volta Redonda, RJ, Brasil.

² D.Sc., Especialista em Desenv, Companhia Siderúrgica Nacional, Volta Redonda, RJ, Brasil.

³ M.Sc., Eng. Especialista, Companhia Siderúrgica Nacional, Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁴ D.Sc., Professora Adjunta, UFF-EEIMVR-VMT e PPGEM, Volta Redonda, RJ, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A necessidade simultânea de diminuir a emissão de poluentes provenientes da queima de hidrocarbonetos, o aumento na segurança dos passageiros e o uso de materiais sucedâneos, como o alumínio, na fabricação de estruturas automotivas, encorajaram as indústrias siderúrgicas e automotivas a desenvolverem novas tecnologias com base na aplicação de materiais ferrosos, na fabricação de veículos. O projeto ULSAB [1] (*Ultra-Light Steel Auto Body*) foi o precursor deste movimento, que propôs, desenvolveu e testou a substituição do aço carbono convencional utilizado nas partes estruturais por aços alta resistência baixa liga (ARBL), em inglês *high strenght low alloy* (HSLA), e aços avançados de alta resistência, em inglês *advanced high strength steels* (AHSS). Dentre os aços AHSS incluem-se os aços bifásicos, do inglês *Dual Phase* (DP), que quando utilizados resultam em uma estrutura mais leve, pelo decréscimo da espessura, com simultâneo aumento de tenacidade [2].

A microestrutura dos aços bifásicos é composta de uma matriz de ferrita macia e, dependendo da resistência mecânica, entre 20 a 70% em volume de fases duras, normalmente martensita. A fase ferrita geralmente é contínua, dando a estes aços excelente ductilidade, tendo dispersa na sua matriz junto aos seus contornos de grão, ilhas de martensita, que lhes confere alta resistência mecânica. Quando estes aços deformam, no entanto, a tensão é concentrada na fase de menor resistência (ferrita), criando a elevada taxa de encruamento observada nesses aços [1]. Assim, os desenvolvimentos destes aços têm sido através de novas combinações de relações entre ferrita e martensita e novas composições químicas para aperfeiçoar a produção em escala industrial [3].

Este trabalho tem como objetivo correlacionar os parâmetros de recozimento intercrítico com as propriedades mecânicas e microestruturais de dois aços bifásicos microligados ao Nb e Mo, porém com distintas concentrações de C e Mn.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

Os materiais utilizados neste trabalho foram produzidos pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) em escala industrial (Aciaria / Lingotamento contínuo / Reaquecimento de placas / Laminação a quente / Decapagem / Laminação a frio), conforme as principais variáveis de processo indicadas na Tabela 1. As amostras dos aços em estudo, denominados de aço A e aço B neste trabalho, foram extraídas de bobinas distintas de produtos laminados a frio antes da etapa de recozimento (*full-hard*), com 1,20 mm de espessura, oriunda de chapas de laminadas a quente com 3,00 mm de espessura (coletadas a fim de se averiguar a condição microestrutural prévia a laminação a frio). As composições químicas destes aços e a referência da norma FIAT 52815 [4] estão representadas pelas percentagens dos elementos de liga na Tabela 2. Devido a questões de sigilo industrial os valores são apresentados em faixas. Vale ressaltar que, embora grande parte dos aços bifásicos estudados na atualidade apresentem teores apreciáveis de Si, os aços objeto deste trabalho apresentam apenas teores residuais (máximo de 0,05% Si).

Tabela 1. Condições de processamento industrial - laminação a quente e laminação a frio

Identificação	Etapa	Condição de Processamento
Aço A	Laminado a quente	Temperatura de acabamento (TA) de 920°C e temperatura de bobinamento (TB) de 620°C - espessura de 3,00 mm
	Laminado a frio	60% de redução de espessura – espessura final de 1,20 mm
Aço B	Laminado a quente	TA de 920°C e TB de 570°C - espessura de 3,00 mm
	Laminado a frio	60% de redução de espessura – espessura final de 1,20 mm

Tabela 2. Composição química dos materiais em estudo.

Identificação	C (%)	Mn (%)	Mo (%)	Nb (%)
Aço A	0,06 - 0,11	1,50 - 1,70	0,10 - 0,30	0,030 máx
Aço B	0,11 - 0,15	1,60 - 1,80	0,10 - 0,30	0,030 máx

As amostras de material laminado a frio *full-hard* foram cortadas em corpos de prova de dimensões 70 x 290 mm (Direção transversal (DT) x Direção de Laminação (DL)), para realização dos tratamentos térmicos, em escala de laboratório, propostos em 2.2.

2.2 Métodos

2.2.1 Recozimento intercrítico

Para as composições estudadas, Ac_1 e Ac_3 para os aço A e B foram obtidas pelas aproximações de Trzaska e Dobrzanski [5] para cálculo das temperaturas de início e final de formação de austenita durante o aquecimento, as temperaturas de início e de término da transformação martensítica durante o resfriamento foram obtidas pelas equações de Andrews [6] e as temperaturas e tempo de encharque escolhidos foram estipulados baseados nas características da linha de recozimento contínuo de chapas da CSN (Tabela 3).

Tabela 3. Resumo das condições de tratamento térmico

Identificação	Temperatura (°C)						Tempo (s)	Taxa de Resfriamento (°C/s)		
	Ac_1^*	Ac_3^*	M_i^{**}	M_f^{**}	T_1	T_2		T_3	t	Ar
Aço A	720	860	450	250	750	800	850	180	5	20
Aço B	720	850	430	230	750	800	850	180	5	20

* Trzaska e Dobrzanski [5]; ** Andrews [6]

Para a avaliação do efeito da temperatura de encharque e taxas de resfriamento nas microestruturas e propriedades mecânicas, as amostras laminadas a frio, dos dois aços em estudo, foram tratadas termicamente em um forno tipo mufla, instalado no Centro de Pesquisas da CSN. Contudo, os modos de resfriamento foram escolhidos de acordo com a disponibilidade de um experimento piloto, visando também taxas de resfriamento factíveis em uma linha de recozimento contínuo de chapas, as quais foram ar e ar forçado. De modo a ter um registro e controle das condições de aquecimento, encharque e resfriamento, foi acoplado um termopar às amostras.

Os valores obtidos com análise das curvas de resfriamento (intervalo entre 500 e 200°C) indicam taxas de resfriamento para os meios ar e ar forçado conforme mostrados na Tabela 3. É importante salientar que as taxas de resfriamentos

experimentais para ambos os meios entre a temperatura de encharque e 500°C apresentaram valores superiores aos citados na Tabela 3.

2.3 Caracterização Microestrutural

Neste trabalho, as amostras para caracterização microestrutural foram preparadas metalograficamente de forma tradicional: corte; embutimento a quente, lixamento (carbeto de silício: 100, 220, 320, 400, 600, 1200 mesh, sucessivamente, usando água); polimento manual (politriz Panambra DPU-10 (200 rpm)). Para análise da morfologicas, foram atacadas com Nital 3%, por imersão, durante 30 segundos, ou até que as amostras ficassem foscas; para quantificação da segunda fase, utilizou-se Picral 5% envelhecido [7], por imersão, durante 60 segundos, ou até que as amostras ficassem foscas.

As amostras foram observadas em um Microscópio Óptico (MO), ZEISS-AXIOPHOT, para morfologia e quantificação de fases, e em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), FEI-QUANTA 3D FEG (10kV, 0,19 nA, detector de elétrons secundários, 8 mm de distância de trabalho e 5,5 de *spot size*).

2.4 Caracterização Mecânica

Dois corpos de prova ($L_0=80$ mm) foram extraídos na direção longitudinal por condição de tratamento e os ensaios realizados conforme ABNT NBR ISO 6892-1 em máquina INSTRON 5585H, extensômetro AVE (Advanced Video Extensometer), com 2 velocidades ao longo do ensaio: 1,2 mm/min até o limite de escoamento (LE) e de 38,4 mm/min após o LE até o limite de resistência (LR).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Condições Prévias de Processamento

A fim de entender melhor os resultados obtidos após os tratamentos térmicos intercríticos é necessária a análise das condições de processamento prévias das amostras, como laminadas a quente. Estas análises foram realizadas em parceria com Silva [8] que utilizou amostras do aço A submetidas às mesmas condições de laminação a quente que este estudo. O aspecto microestrutural e a fração volumétrica de fases (ferrita e 2ª fase) presentes nas amostras dos aços A e B são apresentadas na Figura 1 e a Tabela 4.

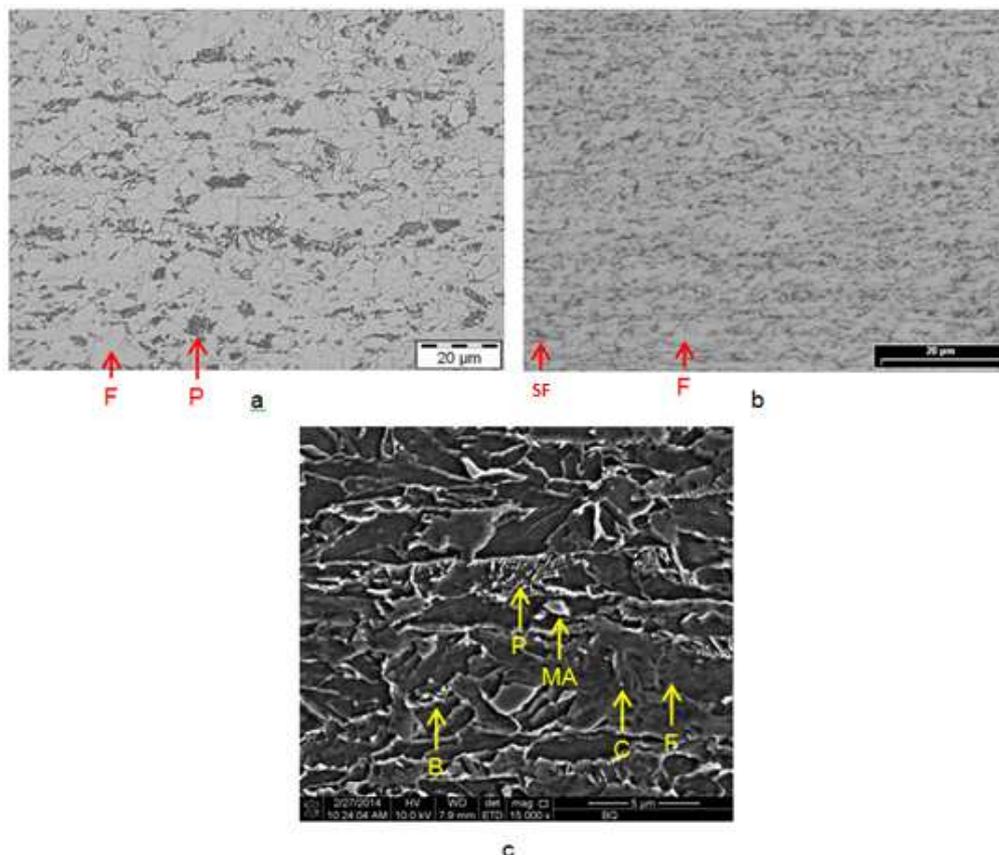
Com base na análise microestrutural das chapas laminadas a quente de ambos os aços, foram verificadas as frações volumétricas das fases presentes (Tabela 4), onde verificou-se que a fração de ferrita livre formada no aço A (87,20%), de aspecto equiaxial (Figura 1a), é ligeiramente superior àquela presente no aço B (83,84%), de aspecto tendendo a acicular (Figura 1b,c). A justificativa para a diferença entre as frações volumétricas de ferrita livre e as morfologias está associada à diferença entre as temperaturas de bobinamento realizadas nos processamentos (Tabela 1). Dessa forma, apesar do aço A ter sido laminado a quente numa temperatura de acabamento igual à do aço B (920°C), a temperatura de bobinamento mais elevada do aço A (620°C) causou uma taxa de nucleação de ferrita livre menor a uma temperatura A_{r3} superior, em função da menor taxa de resfriamento aplicada quando comparada ao aço B. Assim, uma maior fração volumétrica e crescimento da ferrita livre formada com aspecto equiaxial antes do estabelecimento da temperatura A_{r1}

ocorre no aço A. Ao contrário do aço B, que por ter sido submetido a uma menor temperatura de bobinamento (570°C), causou uma taxa de nucleação de ferrita livre maior à temperatura A_{r3} inferior, em função da maior taxa de resfriamento aplicada quando comparada à do aço A. Assim, promovendo uma menor fração volumétrica e crescimento da ferrita livre formada com aspecto acicular antes do estabelecimento da temperatura A_{r1} . Em consequência, a austenita remanescente ao se transformar em segunda fase no “momento” do estabelecimento da temperatura A_{r1} gerou: (i) para o aço A - somente perlita (12,8%) (Figura 1a), devido ao valor superior de A_{r1} , e por consequência A_{r3} , vinculada a sua menor taxa de resfriamento (ΔT (TA-TB) = 300°C); e (ii) para o aço B - uma mistura de perlita, bainita e constituinte MA (16,16%) (Figura 1b,c), devido ao valor inferior de A_{r1} , e por consequência A_{r3} , vinculada a sua maior taxa de resfriamento (ΔT (TA-TB) = 350°C).

Analogamente às microestruturas como laminadas a quente, a microestrutura do aço B como laminada a frio *full-hard* se apresentou mais refinada que o aço A, embora tenham sido submetidas a mesma redução a frio (Tabela 1) [9]. Por este motivo, optou-se por não apresentar as microestruturas nesta condição neste trabalho.

Tabela 4. Caracterização das amostras laminadas a quente dos aços A e B, DL [7].

Fase	Ferrita Livre (%)		2ª Fase (%)	
	Aço A	Aço B	Aço A	Aço B
Média	87,20	83,84	12,80	16,16
Desvio Padrão	0,97	0,96	0,97	0,96



Legenda: F - ferrita livre (regiões claras); P – Perlita (regiões escuras); SF – segunda fase (regiões escuras); C – carboneto; B – bainita; MA - Martensita-Austenita retida.

Figura 1. Amostras laminadas a quente, DL. (a) Aço A: F e P⁽⁷⁾- MO; Aço B: (b) MO, F e SF; e Aço B: (c) F, B, C e MA - MEV.

3.2 Evolução Estrutural Durante o Encharque

3.2.1 Análises via microscopia óptica

As análises das amostras resultantes dos resfriamentos propostos para quantificação de fases (ataque de Picral 5%) foram realizadas para às temperaturas de encharque adotadas (750, 800 e 850°C) por 180 segundos. Importante ressaltar as taxas de resfriamentos resultantes dos resfriamentos nos meios ar e ar forçado, 5°C/s e 20°C/s, respectivamente. A mudança de meio de resfriamento aumentou a severidade do resfriamento contribuindo para a ocorrência de transformações adifusionais em detrimento das mistas e difusionais. No entanto, as baixas taxas de resfriamento atingidas nestes experimentos não permitem afirmar que o resultado do ataque realizado, quando observado ao microscópio óptico, refere-se somente ao constituinte MA (martensita-austenita), daí inicialmente é referido como 2ª fase, inferindo a possibilidade de estar associado ao constituinte MA, bainita, perlita e/ou carboneto livre.

Tendo em vista que as amostras desse grupo de análise apresentaram um aspecto aproximadamente homogêneo de coloração, regiões claras para a ferrita e regiões escuras relacionadas a 2ª Fase, decidiu-se apresentar os resultados em função dos valores das frações volumétricas das fases (ferrita e 2ª Fase), conforme Figura 2.

Para as temperaturas de encharque de 750 e 800°C, as amostras do aço B resfriadas ao ar apresentaram frações volumétricas de 2ª Fase ligeiramente inferiores (menor que 5% vol) às obtidas com ar forçado (Figura 2b), ao passo que as amostras do aço A apresentaram resultados similares para ambos os meios de resfriamento (Figura 2a).

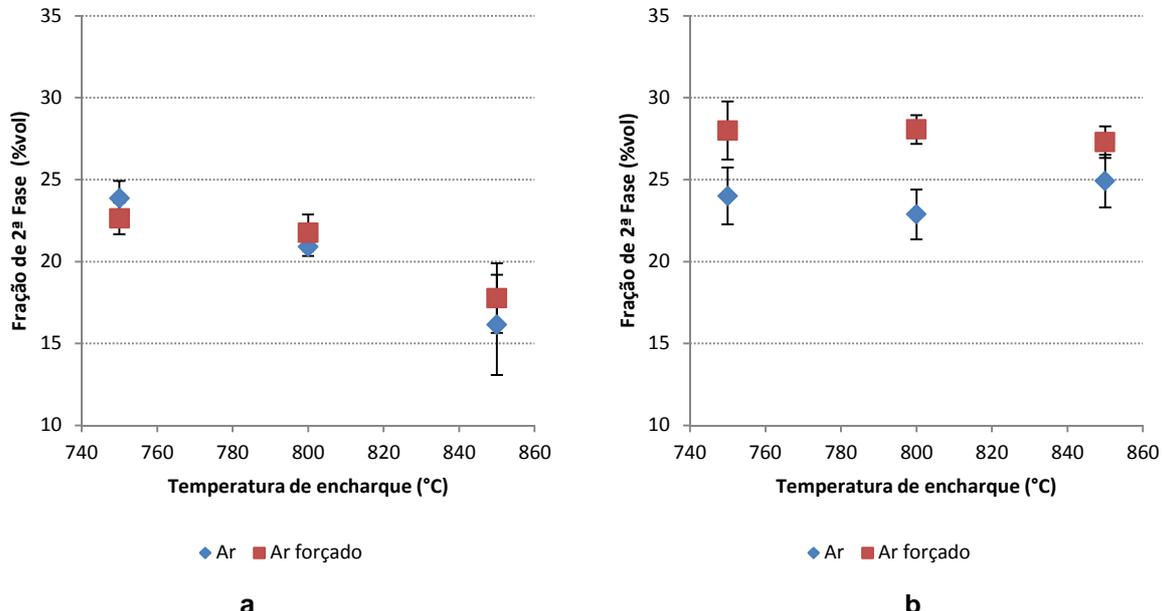


Figura 2. Fração volumétrica de 2ª Fase após tratamentos térmicos e resfriamento ao ar e ar forçado: (a) Aço A; e (b) Aço B.

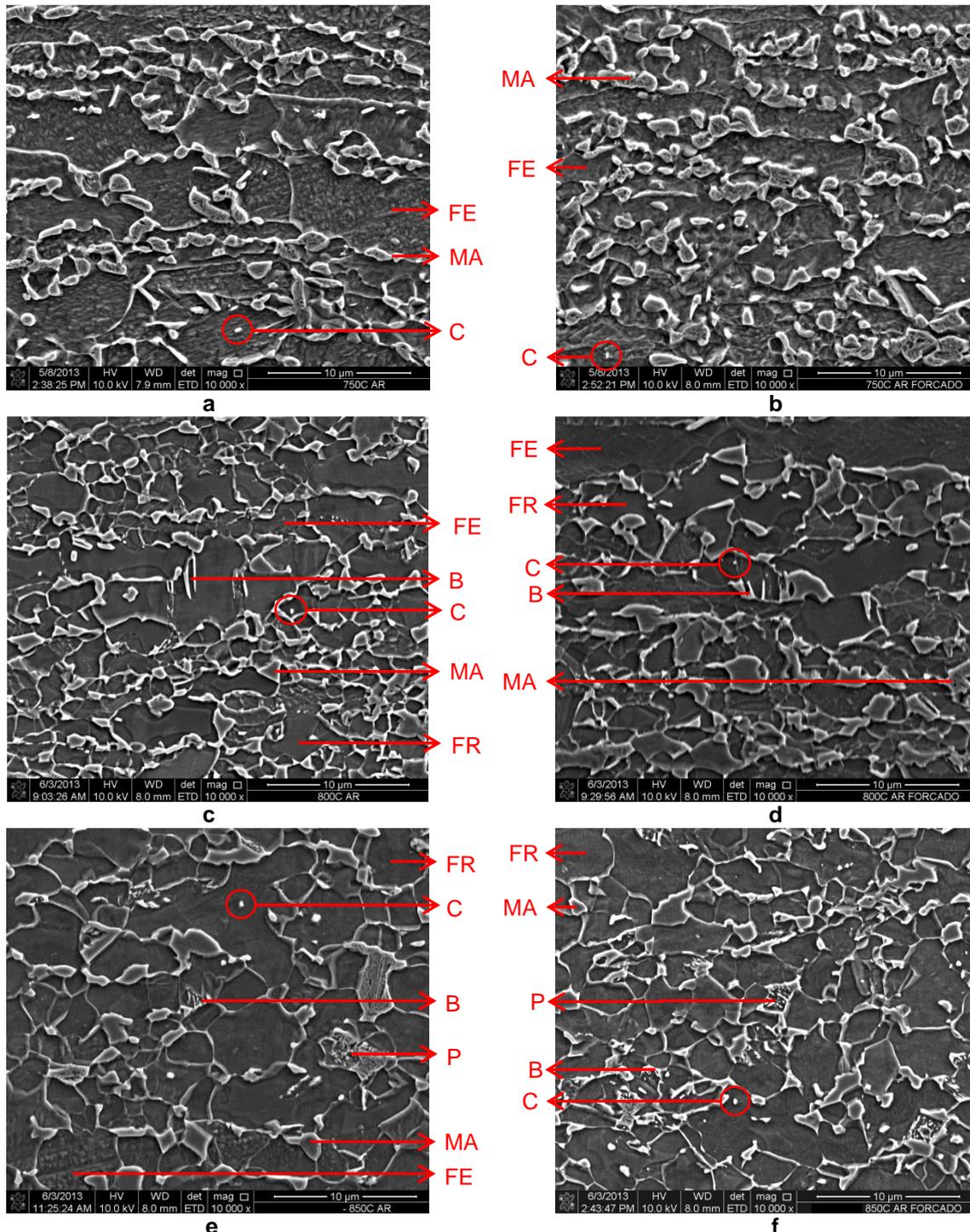
É possível observar também um decaimento da fração volumétrica de 2ª Fase com aumento da temperatura de encharque para o aço A nos resfriamentos ao ar e ao ar forçado (Figura 2a). Este comportamento evidencia que parte da austenita formada, que aumenta a fração volumétrica com o incremento da temperatura de encharque, ao ser transformada no resfriamento, sofreu decomposição progressivamente primeiramente em ferrita livre, com aumento da temperatura de encharque, em detrimento da fração volumétrica de 2ª fase. Em contrapartida, não se observa, para o aço B, uma variação apreciável de fração volumétrica de 2ª Fase com aumento da temperatura de encharque nas mesmas condições de resfriamento (ar forçado e ao ar). Este comportamento pode ser associado aos diferentes percentuais de C dos aços, onde o aço B apresenta valor superior em relação ao aço A (conforme Tabela 2), possivelmente resultando em um maior solubilização de carbono na estrutura da austenita formada no Aço B durante o encharque. O que se poderia traduzir em um maior deslocamento para a direita das curvas de início e fim da transformação da austenita em ferrita para o aço B, devido à fração volumétrica de 2ª fase situar-se consistentemente em valores superiores aos apresentados para aquelas do aço A quanto às distintas temperaturas de encharque e meios de resfriamento, exceto para a temperatura de encharque de 750°C e resfriamento ao ar os valores médios são iguais para ambos os aços.

3.2.1 Análises via microscopia eletrônica de varredura

Com o aumento da temperatura de encharque no recozimento intercrítico espera-se um incremento de fração volumétrica de austenita, no entanto a caracterização metalográfica com o auxílio do MEV nas amostras dos aços estudados (Figuras 3 e 4) revelaram microconstituintes difusionais e semi-difusionais. Em aços bifásicos, a bainita, assim como a perlita, se forma devido ao decréscimo do teor de C na austenita, reduzindo sua temperabilidade, com o aumento da temperatura de encharque, o que aumenta localmente a difusividade deste elemento propiciando a nucleação/crescimento da ferrita da bainita em conjunto com seus carbonetos para crescimento dos seus respectivos feixes [10]. Desta forma, a presença de bainita e perlita, resultante do resfriamento a partir de 800°C, para ambos os aços resfriados ao ar (Figuras 3c,e e 4c,e) e ar forçado (Figuras 3d,f e 4d,f) evidencia o decréscimo da temperabilidade do aço A para os meios de resfriamento ar e ar forçado, causado pelo decréscimo do teor de C na austenita. Hüseyin, *et al.* [3], também identificaram a presença de bainita ao estudar aços microligados recozidos a 750, 785 e 820°C resfriados ao ar. Drumond [11] também observou a presença de pequenas quantidades de bainita (menores que 2%vol) em aços bifásicos microligados ao Mo e Mo-Si recozidos em temperaturas intercríticas iguais ou superiores a 800°C e resfriados ao ar. Esses mesmos autores encontraram, assim como neste estudo, carbonetos não dissolvidos em todas as temperaturas de recozimento estudadas (Figuras 3 e 4). Por outro lado, nenhum dos trabalhos pesquisados comenta a respeito da formação de perlita após quaisquer meios de resfriamento.

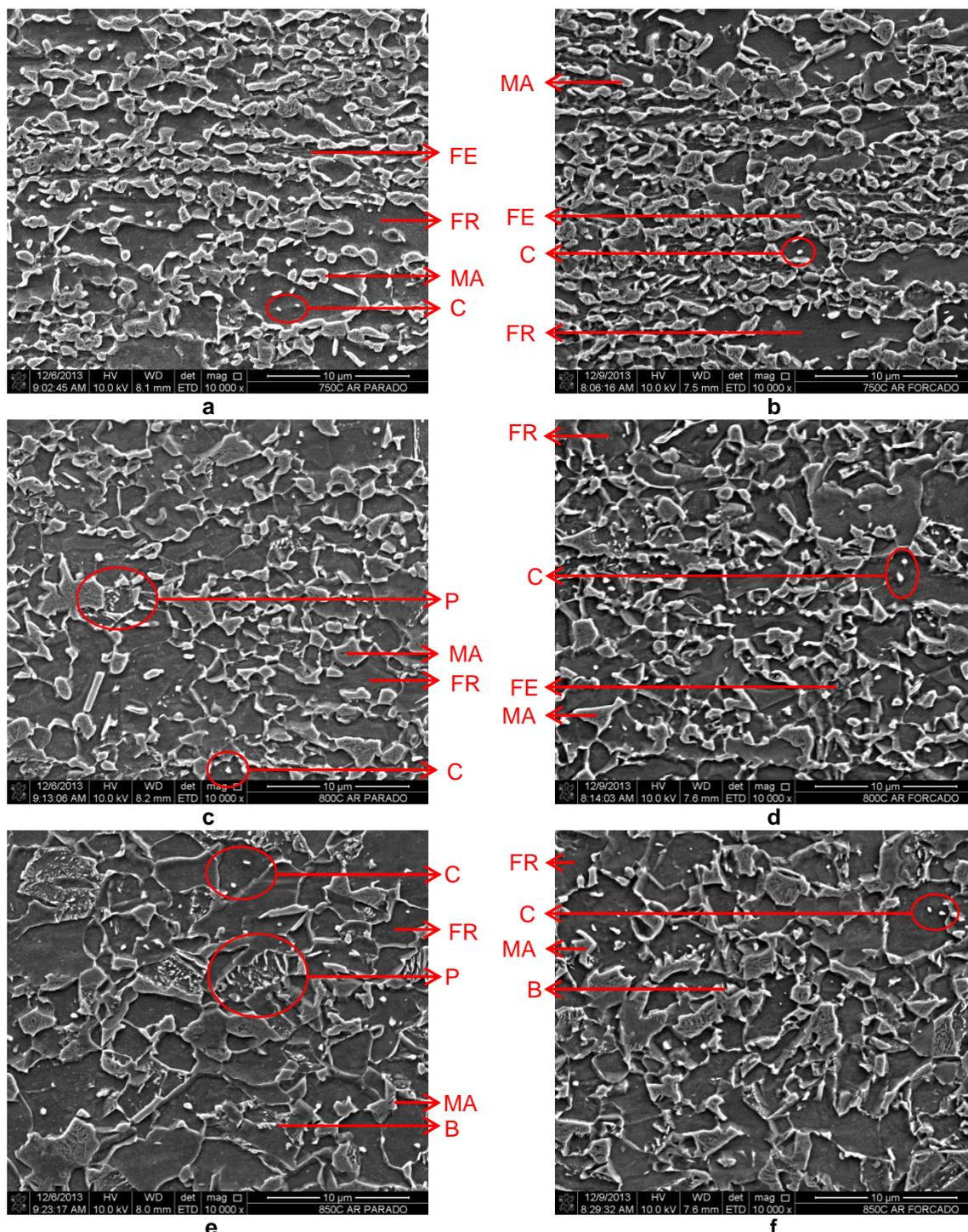
Se compararmos as microestruturas do aço A (Figura 3) às do aço B (Figura 4) obtidas após recozimento a 800 e 850°C e resfriamento ao ar e ar forçado, ambos apresentaram a formação de perlita e bainita, embora a fração de ferrita livre observada no aço A (Figura 3c,d,e,f) seja maior do que aquela no aço B (Figura 4c,d,e,f). Esse fenômeno está diretamente ligado ao empobrecimento em carbono da austenita formada no encharque, conforme explicado anteriormente. Isto indica que o aço B oferece uma condição cinética mais favorável à transformação

martensítica do que o aço A, o que era esperado, devido aos seus maiores teores de C e Mn (Tabela 2).



Legenda: FE - ferrita encruada; FR - ferrita recristalizada; P - Perlita; C - carboneto; B - bainita; MA - Martensita-Austenita retida.

Figura 3. Aço A: Recozido no campo intercrítico: (a) e (b) 750°C; (c) e (d) 800°C; (e) e (f) 850°C. Resfriadas ao ar (esquerda) e ar forçado (direita) - MEV - Imagens de elétrons secundários. Ataque: Nital 3%.



Legenda: FE - ferrita encruada; FR - ferrita recristalizada; P – Perlita; C – carboneto; B – bainita; MA - Martensita-Austenita retida.

Figura 4. Aço B: Recozido no campo intercrítico: (a) e (b) 750°C; (c) e (d) 800°C; (e) e (f) 850°C. Resfriadas ao ar (esquerda) e ar forçado (direita) - MEV – Imagens de elétrons secundários. Ataque: Nital 3%.

Com relação à matriz ferrítica, observa-se que, para os aços estudados, o fenômeno de recristalização ocorre em concorrência com a nucleação da austenita, entre A_{c1} e A_{c3} . Observou-se, no aço A, a presença de matriz ferrítica encruada para as amostras recozidas a 750°C (Figura 3a,b), parcialmente recristalizadas a 800°C (Figura 3c,d) e totalmente recristalizada a 850°C (Figura 3e,f). Em contrapartida, o

aço B apresentou matriz ferrítica parcialmente recristalizada para as amostras recozidas a 750°C (Figura 4a,b), recristalizada com pequenos resquícios de ferrita encruada para 800°C e totalmente recristalizada para 850°C (Figura 4c,d,e,f). Desta forma, é possível inferir que o aço B apresenta uma cinética de recristalização mais acelerada comparativamente ao aço A, traduzindo em uma menor temperatura de recristalização da matriz ferrítica.

3.3 Caracterização Mecânica

As amostras dos aços A e B resfriadas ao ar e ar forçado apresentaram, respectivamente, um decréscimo e variações mínimas dos valores de fração volumétrica de 2ª Fase ao longo do campo intercrítico (Figura 2), e por isso pode-se inferir que o LE, LR e alongamento destas amostras são função principalmente da dureza da matriz ferrítica e da dureza da segunda fase. Desta maneira, observa-se que o LE e o LR diminuem com o aumento da temperatura de encharque no recozimento intercrítico (Tabela 5), o que é reflexo direto da recristalização da ferrita e da formação de microconstituintes menos duros (ferrita, perlita e bainita) ao invés do constituinte MA (Seção 3.2), ao passo que o alongamento aumenta devido ao aumento da fração de ferrita recristalizada. Entretanto, maiores estudos devem ser feitos para conhecimento do comportamento das demais propriedades mecânicas, como coeficiente de encruamento (n) e índice BH (IBH). Além do próprio efeito das taxas de aquecimento e resfriamento reais quando estes materiais tiverem seus processamentos em escala industrial. É importante salientar a necessidade de conhecimento e do controle microestrutural da chapa laminada a quente que dará origem a estes materiais laminados a frio e recozidos no campo intercrítico.

Tabela 5. Propriedades mecânicas comparativas dos aços estudados, resfriados ao ar e ar forçado, com a norma FIAT 52815 (2004).

Identificação			LE (MPa)	LR (MPa)	Along. (%)
Aço	Encharque	Meio de resfriamento			
A	750	Ar	408	723	11,3
		Ar forçado	433	745	12,2
	800	Ar	379	671	15,3
		Ar forçado	396	701	12,6
	850	Ar	323	579	24,5
		Ar forçado	332	601	19,7
B	750	Ar	484	940	9,5
		Ar forçado	489	953	9,1
	800	Ar	393	745	12,5
		Ar forçado	392	772	17,0
	850	Ar	384	689	19,5
		Ar forçado	405	725	20,2
FIAT 52815 FE 600 DP F			340 - 440	590 mín	20 mín
FIAT 52815 FE 800 DP F			420 - 550	780 mín	15 mín

4 CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados e discussão realizada, conclui-se que:

- O tempo de encharque de 180 s foi insuficiente para a dissolução completa das fases ricas em C presentes nas condições prévias de processamento, restando alguns carbonetos na temperatura de encharque mais elevada, 850°C;
- O aço B apresentou maior temperabilidade que o aço A;

- Os maiores teores de C e Mn e o maior grau de encruamento na condição como laminada a frio, aceleraram a cinética de recristalização da ferrita no aço B em relação ao aço A, tendo impacto nas propriedades mecânicas de ambos os aços;
- A combinação da manutenção da fração volumétrica de segunda fase com a formação de microconstituintes de naturezas difusionais (perlita) e semi-difusionais (bainita) para os aços submetidos aos resfriamentos propostos refletiram no decréscimo do LE e LR e aumento do alongamento.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) pelo fornecimento de materiais e recursos técnico-laboratoriais disponibilizados para a execução deste trabalho. Em especial ao Júlio César Lopes da Silva, técnico do laboratório de tratamentos térmicos, Juan Carlos Sacramento e Leone Arthur Mattos, técnicos do laboratório de metalografia, e Reginaldo Gomes Toledo, engenheiro responsável pela operação do MEV do Centro de Pesquisas da CSN.

REFERÊNCIAS

- 1 ULSAB-AVC. Technical Transfer Dispatch #6. AISI, Southfield, MI, 2001.
- 2 Kodama, P. K.. Determinação da região intercrítica para produção da microestrutura final de aço bifásico. Trabalho de Conclusão de Curso, Centro Universitário da FEI, São Paulo, 2008.
- 3 Hüseyin, A.; Havva, K. Z.; Ceylan, K. Effect of Intercritical Annealing Parameters on Dual Phase Behavior of Commercial Low-Alloyed Steels. Journal of iron and steel research. International. 17 (2010). p. 73-78, 2008.
- 4 FIAT 52815 - Multiphase and ultra - high resistance hot and cold-rolled steel sheets and strips, FIAT Auto Normazione, Itália, 2004.
- 5 Trzaska, J., Dobrzanski, L. A. Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels, Journal of Materials Processing Technology 192-193 (2007) 504-510.
- 6 Andrews, F. W. K. Empirical Formula for the Calculation of Some Transformation Temperatures, J. Iron and Steel Inst.: 203, p. 721-27, 1965.
- 7 Colpaert, H., Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4 ed. São Paulo: Ed. Edgard Blücher Ltda, 2008.
- 8 Silva, D. C.. Análise microestrutural ao longo do processamento de chapas de aço bifásico galvanizado. Trabalho de conclusão de curso – Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2013.
- 9 Ferreira, F G. N. Influência dos parâmetros de recozimento intercrítico para obtenção de aços bifásicos laminados a frio. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Fluminense, 2014.
- 10 Chawla, K. K.; Meyers, M. A. Mechanical Behavior of Materials. Cambridge University Press, New York, USA, 2008
- 11 Drumond, J. Efeito do silício e de parâmetros de processo nas microestruturas e propriedades mecânicas de um aço bifásico laminado a frio. Dissertação de Mestrado, Univerdade Federal de Santa Catarina, 2012.