

INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO A FRIO PRÉVIA NO RECOZIMENTO INTERCRÍTICO EM UM AÇO DP*

Charles Hudson Martins de Vasconcelos¹

Isaque Alan de Brito Moura²

Mônica Aline Magalhães Gurgel³

Tatiane Santos Ferreira⁴

Andersan dos Santos Paula⁵

Resumo

Aços bifásicos ou *Dual Phase* são caracterizados por uma microestrutura ferrítico-martensítica, a qual consiste em uma matriz de ferrita equiaxial com 10 a 20% de martensita dispersa na forma de ilhas. Neste trabalho, utilizaram-se amostras de aço baixo C, micro adição de Nb e Mo, na condição laminada a frio (BFH). As simulações físicas nesse material, em escala laboratorial, foram conduzidas com o objetivo de avaliar a evolução microestrutural após redução de espessura através de laminação a frio e recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 800 °C e permanência por 180 segundos na temperatura máxima, seguido de resfriamento sob duas proposições: em água (criticar a fração de austenita formado no encharque em função do potencial para recristalização da ferrita) e ao ar (inferir na formação de ferrita epitaxial e subsequentes transformações bainítica e/ou martensítica no decurso do resfriamento). Utilizando o auxílio da microscopia eletrônica de varredura (MEV), observaram-se que para obtenção da microestrutura característica de um aço DP seria necessário o ajuste dos parâmetros de recozimento em função do percentual de redução na laminação a frio, ou seja, aumentando o percentual de redução do material é necessária a diminuição da temperatura ou do tempo de encharque para que sejam obtidos resultados adequados as características de um aço DP.

Palavras-chave: Aços Dual Phase; Martensita; Encruamento; Recozimento Intercrítico; Transformação de Fases.

INFLUENCE OF THE PREVIOUS COLD DEFORMATION ON INTERCRITICAL ANNEALING ON A DP STEEL

Abstract

Dual Phase (DP) steels are characterized by a ferritic-martensitic microstructure, which consists of an equiaxial ferrite matrix with 10 to 20% dispersed islands martensite. In this work, samples of low C steel, Nb and Mo micro addition, were used in the cold rolled condition (BFH). The physical simulations, in laboratory scale, were conducted with the objective of obtaining a characteristic microstructural aspect of a DP steel even after thickness reduction through cold rolling and intercritical annealing. The soaking temperature was 800 °C during 180 seconds for intercritical annealing, followed by cooling under two conditions: in water (to criticize the austenite formed fraction on soaking as a function of the ferrite recrystallization potential) and in air (inferred in the ferrite formation and subsequent perlitic, bainitic and / or martensitic transformations in the course of cooling). Using scanning electron microscopy (SEM), it was observed that to obtain the DP steel microstructure characteristic it would be necessary to adjust the annealing parameters as a function of the reduction applied in cold rolling, ie increasing the cold rolling percentage reduction, it is necessary to decrease the soaking temperature or the time so that adequate results are obtained the characteristics of a DP steel.

Keywords: Dual Phase Steels, Martensite, Intercritical Annealing, Hardening, Phases Transformation.

¹ Eng. Mecânico. M.Sc., Doutorando do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais (PPGCM), Seção de Engenharia de Materiais (SE-8), Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Eng. Metalurgista, Mestrando do PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

³ Eng^a. Metalurgista. M.Sc., Doutoranda do PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

⁴ Eng^a. Metalurgista, M.Sc., Analista de PCP na Paumir de Barra Mansa Indústria e Comércio Ltda, Barra Mansa, RJ, Brasil.

⁵ Eng^a Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professora Associada do curso de Engenharia de Materiais e do PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Um dos recursos conhecidos para potencializar simultaneamente ductilidade e a resistência mecânica dos aços se baseia na obtenção de microestruturas mais complexas. No final da década de 1970 foi realizado primeiro desenvolvimento em escala industrial de um material com essas características, sendo chamado de aço bifásico ou DP sigla decorrente do nome "Dual Phase" [1].

Os aços bifásicos fazem parte da família de Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steel – AHSS*). Esses aços contêm duas fases na sua microestrutura, onde a matriz é ferrítica com ilhas dispersas de martensita nos contornos de grão da matriz ferrítica [2]. Na Figura 1 é apresentada uma esquematização da microestrutura típica de um aço DP.

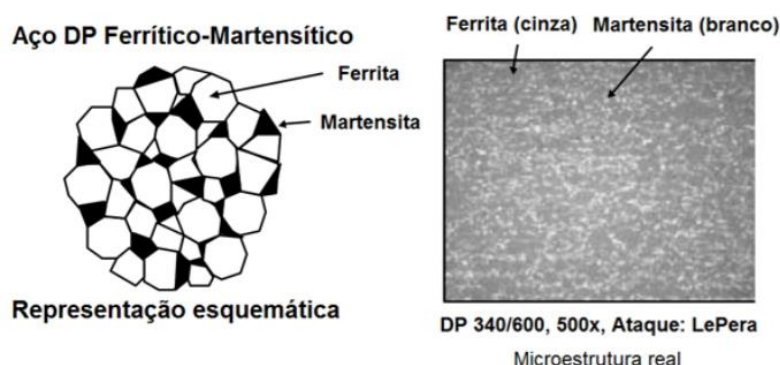


Figura 1. Representação esquemática e microestrutura característica de um aço bifásico [3].

A fase ferrítica atribui uma boa ductilidade enquanto a martensita proporciona uma alta resistência mecânica nesses aços. Dessa forma tem-se um arranjo de ilhas duras dispersas numa matriz macia, o que proporciona a esses aços características mecânicas, como boa conformabilidade, considerável alongamento total, alto limite de escoamento, coeficiente de encruamento e limite de resistência à tração [4]. Algumas dessas características são exibidas na Figura 2.

PRINCIPAIS NORMAS / main standards																
ESPECIFICAÇÃO / specification				Esp./Thk (mm)	COMPOSIÇÃO QUÍMICA / chemical composition (%)					PROPRIEDADES MECÂNICAS / mechanical properties						
Normal/ Standard	GRAU/GRADE	Grau AMV/ AMV Grade	Revestimento / Coating		C (máx)	Mn (máx)	P (máx)	S (máx)	Outros/ Other	LEY'S (MPa)	LR/TS (MPa)	Base medida/ Gauge Length	AI/Elong min (%)	r (min)	n (min)	BH min. (Mpa)
ASTM A1079 (2012)	DP 580T/340Y ⁽¹⁾	DP 600	GI / GA	0,90-2,00	0,17	4,75 ⁽³⁾⁽⁵⁾	0,080	0,015	Cu ⁽²⁾ _{máx} = 0,20% (Cr+Mo) ⁽³⁾ _{máx} = 1,4% (V+Cb+Ti) ⁽³⁾ _{máx} = 0,35% Ni _{máx} = 0,50%	340 min	580 min	50	21	-	0,14	30
	DP 780T/420Y ⁽¹⁾	DP 780		1,05-2,00	0,18	5,40 ⁽³⁾⁽⁵⁾				420 min	780 min		14	-	0,11	
	DP 980T/550Y ⁽¹⁾	DP 980		1,20-1,60	0,23	6,00 ⁽³⁾⁽⁵⁾				550 min	980 min		8	-	-	
	TRIP 780T/440Y ⁽¹⁾	TRIP 780		1,20-1,60	0,32	6,70 ⁽³⁾⁽⁵⁾	0,120	0,015	440 min	780 min	19		-	0,16		
	SAE J2340 (1999)	600 DL ⁽¹⁾⁽⁴⁾		DP 600	GI / GA	0,7-2,00	-	-	0,020	0,015	Cu _{máx} =0,20% Ni _{máx} =0,20% Cr _{máx} =0,15% Mo _{máx} =0,06%		350 min	600 min	50	
800 DL ⁽¹⁾⁽⁴⁾	DP 780	0,7-2,00	-	-		0,020	0,015	500 min	800 min	8		-	-	-		
AM Vega	-	DP 450 ⁽¹⁾	GI	1,00-1,60	0,14	1,60	0,050	0,015	-	260-340	450-550	50	27	-	0,17	30
	-	DP 600 ⁽¹⁾	GI	0,90-2,00	0,12	1,95	0,018	0,008		340-420	600-700		24	0,8	0,14	30
	-	DP 780 ⁽¹⁾	GA	0,90-2,00	0,155	1,98				325-450	590-700		21	-	-	-
	-	DP 780 ⁽¹⁾	GI	1,05-2,00	0,155	1,98				450-560	780-900		14	-	0,11	30
	-	DP 980 ⁽¹⁾	GA	1,05-2,00	0,155	1,98	400-625	780-900		-	-		-	-		
-	DP 980 ⁽¹⁾	GI/GA	1,20-1,60	0,11	2,45	0,005			660-750	980-1130	8	-	0,08	30		

Figura 2. Principais normas para aços DP [5].

Durante a deformação, a dispersão da segunda fase dura na ferrita macia cria uma alta taxa de endurecimento do trabalho, como observado nos aços DP. No entanto, nos aços TRIP, a austenita retida também se transforma progressivamente em martensita com um esforço crescente, aumentando assim a taxa de endurecimento do trabalho em níveis de deformação mais elevados. O aço TRIP tem uma taxa de endurecimento inicial menor do que o aço DP, mas a taxa de endurecimento persiste em esforços mais altos, onde o endurecimento do DP começa a diminuir. Na Figura 3 é apresentada a comparação das curvas de tensão *versus* deformação determinadas por ensaio de tração de aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), HSLA (*High Strength Low Alloy*) e DP.

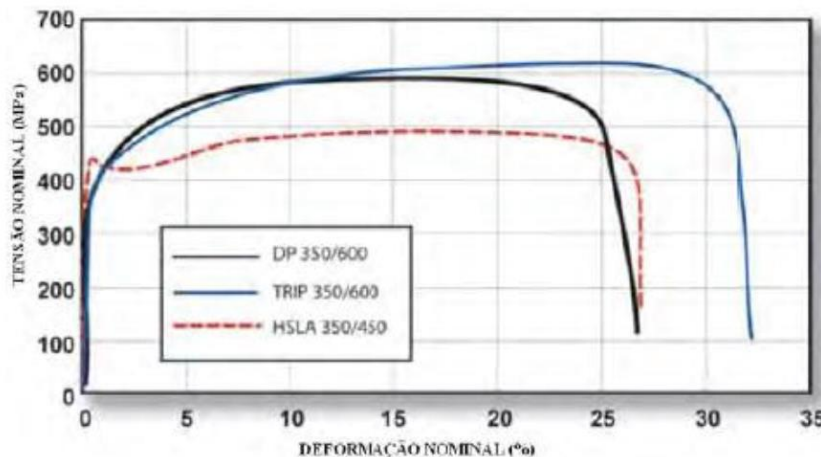


Figura 3. Curva Tensão vs Deformação dos aços TRIP 350/600, HSLA 350/450 e DP 350/600 [6].

O aço bifásico é um aço com baixo teor de carbono (C) e de elementos de liga, sendo os principais Manganês (Mn), Silício (Si) e Cromo (Cr). O Si aliado com o baixo teor de C aceleram a formação da ferrita, enquanto o Cr e o Mn atuam no sentido de retardar a transformação da austenita em perlita e bainita com objetivo da formação de martensita no resfriamento. Para esse mesmo fim também pode ser adicionado Molibdênio (Mo) que suprime fortemente a transformação bainítica [7]. A possibilidade da redução de massa dos componentes sem que haja diminuição da resistência do material se tornou o maior objetivo para as indústrias automobilísticas. Sabe-se que a redução da espessura do material utilizado permite reduzir o peso da carroceria e chassi dos veículos, consequentemente é possível economizar combustível e ainda reduzir emissão de CO₂ [8]. Dinda *et al.* [9] relataram que em média a redução de peso de um carro em aproximadamente 250 kg pode reduzir o consumo de combustível em até 2 km/L [10]. Aços DP têm sido fortemente utilizados como substitutos para aços utilizados no setor automotivo, o que justifica o estudo intensificado dos mecanismos relativos aos processos de fabricação que esses aços estão sujeitos, morfologia e fração volumétrica da martensita [11]. Esse trabalho tem como objetivo analisar em escala laboratorial, a influência da deformação prévia, por intermédio de distintos percentuais de redução impostos na laminação a frio, no recozimento intercrítico em aço DP após diferentes meios de resfriamento.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Material

Nesse trabalho, o material analisado é um aço baixo carbono com micro adição de nióbio e molibdênio, processado em escala industrial a Laminação a Quente (BQ) de modo a obter-se uma chapa de 3,00 mm de espessura, e, posteriormente Laminação a Frio (BFFH) com uma redução total na espessura de 60%, passando de 3,00 mm para 1,20 mm. Devido questões de sigilo industrial, a composição química do material está representada em faixas de acordo com o apresentado na Tabela 1. As amostras do material laminado a frio foram extraídas para o estudo nas dimensões 38 mm x 50 mm (Direção transversal (DT) x Direção de Laminação (DL)), para realização da laminação a frio e tratamentos térmicos, em escala laboratorial, conforme está escrito na seção 2.2.

Tabela 1. Especificação da composição química do material em estudo (% em peso)

C	Mn	Mo	Ni	Cr	Al	Nb	Si
0,11 – 0,15	1,60 – 1,80	0,10 – 0,30	0,10 máx.	0,10 máx.	0,010 mín.	0,030 máx.	0,05 máx.

2.2 Métodos

2.2.1 Laminação a Frio em Escala Laboratorial

Dois corpos de prova retirados das amostras do material laminado a frio em escala industrial seguiram para a laminação a frio, em escala laboratorial, em um laminador FENN MFG, onde foi imposto a uma redução na espessura final de 80%. Como já havia sido laminado a 60% (3 mm a 1,20 mm), a laminação decorrente resultou em uma redução de 1,20 mm para 0,60 mm.

2.2.2 Recozimento Intercrítico

Uma amostra do material laminado a frio BFFH e uma amostra do material após a laminação a frio em escala laboratorial, foram divididas ao meio e seguiram para um recozimento intercrítico em escala laboratorial, foi utilizado um forno Mufla. As amostras foram introduzidas no forno pré-aquecido a temperatura de encharque de 800 °C com permanência por 180 segundos, seguido de um resfriamento até temperatura ambiente, uma amostra ao ar e outra em água. O resfriamento em água teve o objetivo de inferir a quantidade de austenita formada no encharque, em função do potencial para recristalização da ferrita, e o resfriamento ao ar teve o objetivo de gerar um ciclo para obter um aço DP, com isto, inferir na formação de ferrita epitaxial e subsequentes transformações bainítica e/ou martensítica no decurso do resfriamento.

2.2.3 Preparação Metalográfica

As amostras foram cortadas e embutidas com resina acrílica de cura a frio para análise na espessura associada à direção de laminação, seguido de um processo de lixamento, onde utilizou-se lixas d'água de carbeto de silício nas granulometrias de: 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500 e 2000 mesh, sucessivamente, fazendo uso de água como refrigerante no processo. Logo após, as amostras passaram pela etapa de polimento com pasta de diamante nas granulometrias de 6, 3 e 1 µm, com uso do álcool como lubrificante, seguido de um polimento em solução aquosa de alumina com as granulometrias de 1 e 0,3 µm. Ao final do processo de polimento as

amostras foram lavadas com água corrente, seguido de álcool e secas com sopro de ar quente. Para análise da microestrutura obtida, as amostras foram atacadas com Nital 2%.

2.2.4 Caracterização Microestrutural

Para essa etapa foram obtidas micrografias da seção de corte transversal associada a direção de laminação a $\frac{1}{4}$ da espessura, registradas durante análise em um Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV FEI Quanta 250 FEG com canhão de emissão de campo (FEG). As análises no MEV foram conduzidas com o detector de elétrons secundários (SE), tensão de 20 KV, distância de trabalho de aproximadamente 10 mm e spot size de 5.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figura 4a tem-se a análise microestrutural do aço em estudo na condição de laminada a frio (BFFH), após ataque de Nital 3%, na direção de laminação [12]. Segundo Gurgel, devido aos 60% de redução da espessura durante o trabalho a frio, em escala industrial, já era de se esperar que a microestrutura apresentasse encruada, ou seja, os grãos ferríticos apresentam alteração na geometria em relação à condição de laminado a quente (BQ), tornando-se alongados, além da segunda-fase, sem poder afirmar se está associada a perlita e/ou bainita, e constituinte MA [12].

Já na Figura 4b é apresentada a análise microestrutural do aço em estudo na condição BFFH, reduzido a 80%, laminado a frio em escala laboratorial, após ataque de Nital 2%. É possível notar uma estrutura mais refinada, com os grãos ainda mais alongados e semelhança nos demais constituintes.

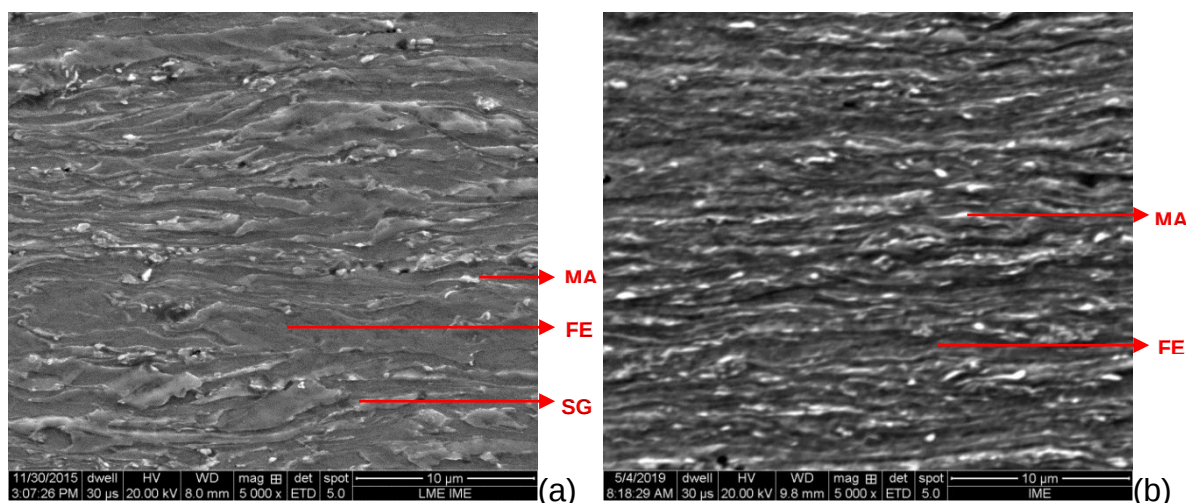


Figura 4. Aspecto microestrutural da amostra:

- (a) laminada a frio (BFFH) redução a 60% em escala industrial. Ataque: Nital 3%;
- (b) laminada a frio redução a 80% em escala laboratorial. Ataque: Nital 2%. MEV. FE = Ferrita encruada; SG = Segunda-fase não identificada; MA = Martensita-Austenita.

Na Figura 5 é apresentada uma comparação entre o aspecto microestrutural após tratamento térmico de recozimento intercrítico, com temperatura de encharque de 800 °C por 180 segundos, das amostras como recebida (laminada a frio BFFH redução a 60% em escala industrial) e laminada a frio com 80% de redução em escala laboratorial.

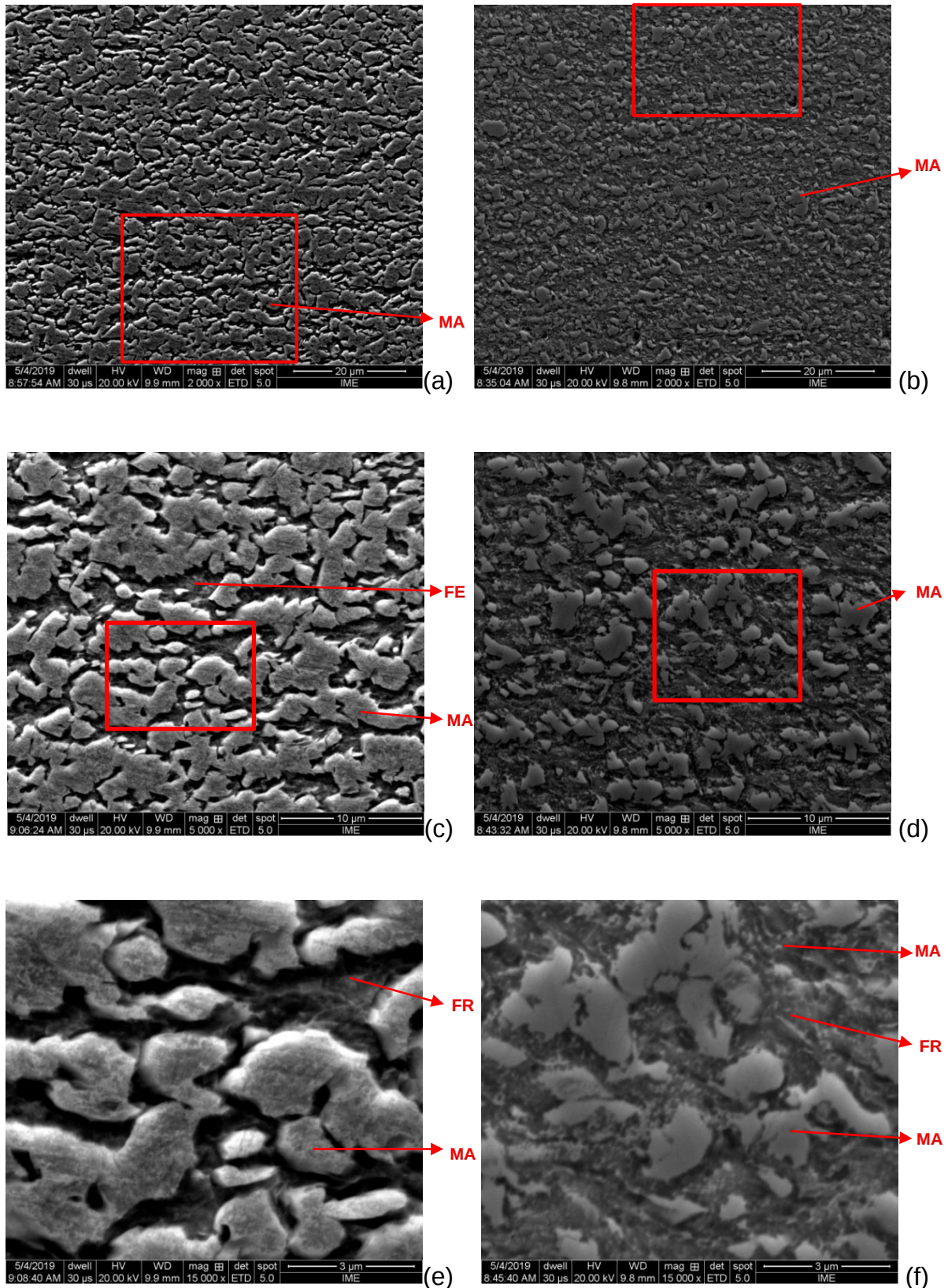


Figura 5. Aspecto microestrutural das amostras na condição do recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 800 °C por 180 s e resfriadas em água. (a), (c) e (e) laminada a frio (BFFH) redução a 60% em escala industrial; (b), (d) e (f) laminada a frio redução a 80% em escala laboratorial. MEV. Ataque: Nital 2%. FR = Ferrita recrystalizada; FE = Ferrita Encruada; MA = Martensita-Austenita.

Comparando a microestrutura do aço laminado a frio (BFFH) reduzido a 60% em escala industrial (Figuras 5a, 5c e 5e) à do aço laminado a frio reduzido a 80% em escala laboratorial (Figuras 5b, 5d e 5f) obtidas após recozimento a 800 °C por 180 segundos e resfriamento em água, destaca-se pelas micrografias de menor a maiores aumentos aspectos distintos no que diz respeito a recristalização da ferrita e a morfologia do constituinte MA formado. No que diz respeito a recristalização da ferrita, a redução de 60% na laminação não foi suficiente para fornecer a energia necessária para completa recristalização nas condições de recozimento adotadas (taxa de aquecimento, temperatura e tempo de encharque), como ocorrido na completa recristalização em função da redução de 80% na laminação. Em relação ao constituinte MA, observa-se um maior tamanho de grão e de aparente distribuição granulométrica mais homogênea na amostra resultante da redução de 60% na espessura. Por outro lado, ao se observar as micrografias, do recozimento com resfriamento em água, de maior aumento dos distintos percentuais de redução na laminação (Figuras 5e,f), o constituinte MA, formado na amostra com redução de 80% na laminação (Figura 5f), apresenta-se com um aspecto mais massivo e com distribuição granulométrica distinta, grãos maiores envolvendo os aglomerados de grão de ferrita recristalizada e grãos menores dispersos nestes aglomerados.

Essa característica do tamanho de grão ferrítico pode ser explicada devido ao material ter provavelmente uma elevada densidade de discordância, o que proporciona um maior potencial para recristalização, esta maior deformação imposta e refinamento resultante estão associados a incremento na densidade de discordância e no caso do material ser submetido a um tratamento térmico de recozimento intercrítico demonstraria seu maior potencial para recristalização.

Materiais ferrítico-perlíticos quando passam por uma etapa de laminação a frio ou qualquer outro processo de conformação a frio e posteriormente são submetidos a recozimento intercrítico, a ferrita que se converte em austenita primeiro recristaliza-se e com isto a ferrita a encruada não se converte em austenita, desde que todo o constituinte eutetóide tenha anteriormente se convertido em austenita [13,14].

Na Figura 6 é apresentada uma comparação entre o aspecto microestrutural das amostras na condição do recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 800 °C por 180 segundos com resfriamento ao ar para as amostras laminada a frio com redução de 60% em escala industrial e laminada a frio redução de 80% em escala laboratorial.

Inicialmente pode-se observar na microestrutura obtida após recozimento a 800 °C por 180 segundos e resfriamento ao ar do aço laminado a frio (BFFH) reduzido a 60% em escala industrial (Figuras 6a, 6c e 6e), verifica-se a presença de grãos ferríticos recristalizados e também ainda com aspecto de encruamento, bem como a presença de alguns carbonetos precipitados no interior do grão ferrítico recristalizado, somado ao constituinte MA dispersos na matriz ferrítica. Nesse cenário, em função de estudos prévios de dilatométrica conduzidos por Gurgel (2016), a recristalização da ferrita foi inibida ao ser imposta uma alta taxa de aquecimento, logo, a recristalização começou durante o estágio de encharque. Ao ser atingida a temperatura de encharque todo produto proveniente da decomposição eutetóide se transformou em austenita, a recristalização da ferrita iniciou e provavelmente alguma parte da ferrita foi consumida gerando austenita. Com o resfriamento da amostra passados os 180 segundos, considerando que os elementos em solução sólida da austenita causam um decréscimo no coeficiente de difusão, e assim, atrasam o início e fim das transformações difusionais e mista, há um deslocamento da curva Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) para a direita,

de forma que com o resfriamento em água não há formação de produto difusional ou misto, o constituinte MA esperado é 100% da austenita formada no encharque (Figuras 5a, 5c, e 5e).

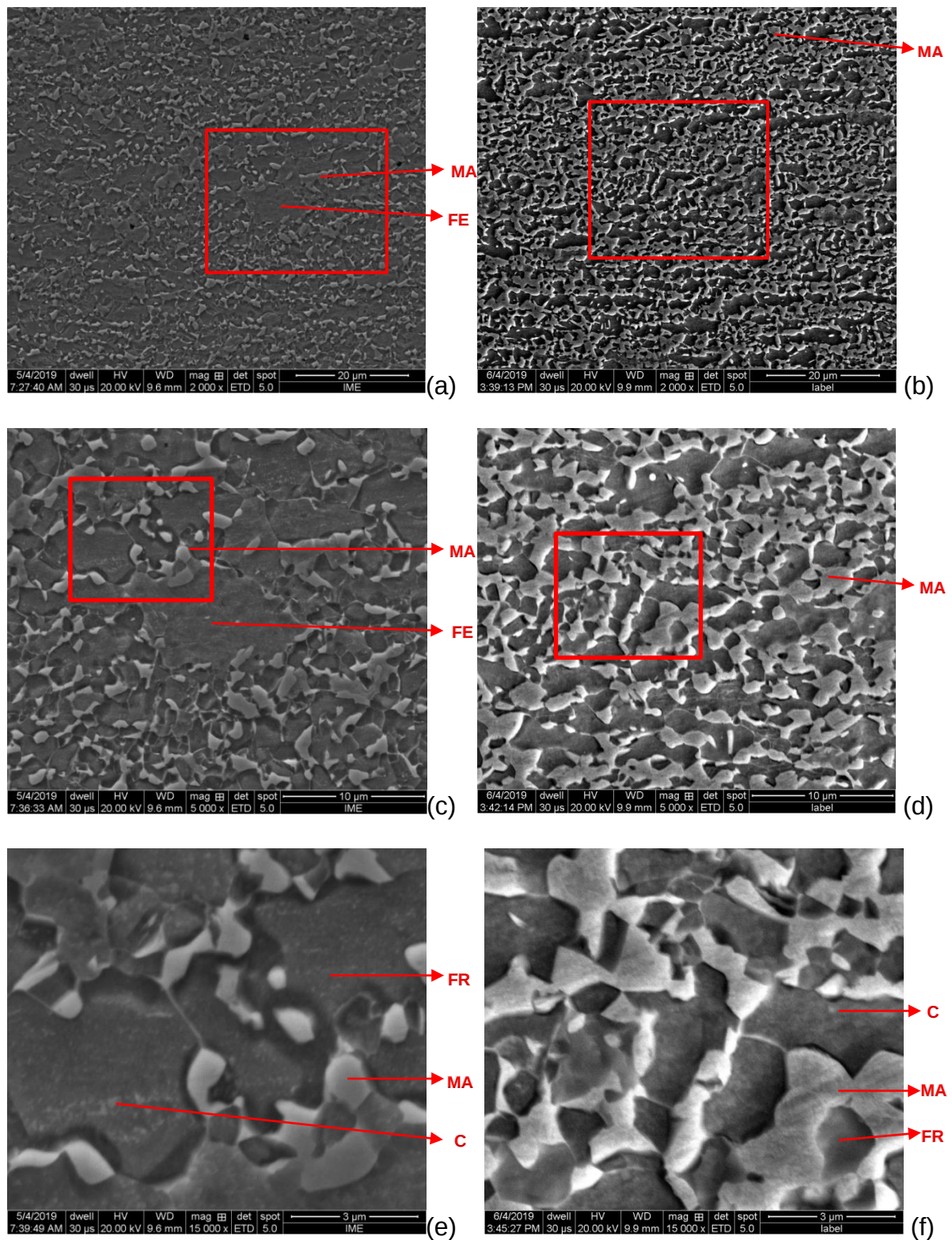


Figura 6. Aspecto microestrutural das amostras na condição do recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 800 °C por 180 s e resfriadas ao ar. (a), (c) e (e) laminada a frio (BFFH) redução a 60% em escala industrial; (b), (d) e (f) laminada a frio redução a 80% em escala laboratorial. MEV. Ataque: Nital 2%. FR = Ferrita recrystallizada; FE = Ferrita Encruada; MA = Martensita-Austenita; C = Carbonetos.

Já essa amostra, condição de resfriamento ao ar (Figuras 6a, 6c, e 6e), em função da solução sólida da austenita formada e sua temperabilidade, esse perfil de resfriamento pode passar pelo campo de transformações difusionais e ter formado um pouco de ferrita na faixa de temperatura mais elevada durante o resfriamento, pois a fração aparente de ferrita é maior do que aquela fração de ferrita da amostra resfriamento em água (Figuras 5a, 5c, e 5e). Essa ferrita formada no resfriamento, quando se faz pré-existente a ferrita recristalizada e/ou encruada, é denominada ferrita epitaxial. A ferrita formada no resfriamento a partir da austenita formada no encharque é chamada de ferrita epitaxial, pois essa ferrita origina do fenômeno epitaxia, ou seja, toda fase que cresce sobre outra fase de natureza similar cristalográfica e segue sua orientação criando um novo cristal, é denominado de um cristal crescido por epitaxia. Então, essa ferrita epitaxial cresce sobre o substrato de um grão qualquer de ferrita pré-existente na temperatura de encharque com uma orientação muito semelhante, porém com um contorno de baixo ângulo, o que dificulta sua percepção com uso dos detectores de elétrons secundários (SE) em Microscopia Eletrônica de Varredura. Para tal análise seria necessária a utilização da técnica de Difração de Elétrons Retro espalhados (EBSD) para identificar onde se apresentam esses contornos de baixo ângulo dentro de uma região ferrítica e elencar onde se encontra a ferrita epitaxial.

Como já destacado anteriormente, nas experimentações de resfriamento em água, nas de resfriamento ao ar, a amostra com maior percentual de redução na laminação (Figuras 6b, 6d e 6f) possui maior potencial para recristalizar. Nessa amostra não foi possível evidenciar grãos ferríticos encruados percebidos na amostra de menor percentual de laminação (Figuras 6a, 6c e 6e), a microestrutura obtida foi mais homogênea: com ferrita completamente recristalizada, grãos de constituintes MA maiores e homogeneamente distribuídos, além da aparente formação de ferrita epitaxial devido a maior fração de ferrita e menor de MA quando se compara o resfriamento ao ar (Figuras 6b, 6d, e 6f) com o em água (Figuras 5b, 5d, e 5f).

O encruamento residual da ferrita bloqueia o crescimento da austenita no material, dessa forma, a austenita que precisa se transformar em martensita se dispõe de maneira distribuída e fina nas regiões de contorno de grão da ferrita e consegue se colocar de maneira mais localizada [15]. Então, essas características que são condição da amostra de menor percentual de laminação (Figuras 6a, 6c e 6e), poderiam ser obtidas ou ao menos inibir os grãos de martensita grosseiros como o observado nessa microestrutura (Figuras 6b, 6d e 6f), com o tempo de encharque menos extenso que o utilizado. Assim, é esperado essa amostra ter maior resistência mecânica concomitantemente tenha menor ductilidade.

Um aço DP tem uma matriz ferrítica macia e a fase dura aceitável é composta de precipitados finamente dispersos no interior dessa matriz com objetivo de aumentar o limite de escoamento e o expoente de encruamento do material, mas a segunda fase formada, que é o constituinte MA, se localize em regiões de contorno de grão da ferrita e o tamanho preferencialmente menor que o da ferrita. Já na amostra de maior percentual de redução (Figura 6b, 6d, e 6f), foi observada uma martensita com alto grau de contiguidade, por mais que esteja homogeneamente distribuída, entretanto uma martensita com tamanho próximo ao da ferrita, como é a fase dura, o material vai ter uma resistência maior, porém o aço DP não visa apenas resistência, mas sim uma relação resistência x ductilidade apreciável. É importante salientar que essas observações são obtidas analisando apenas informações microestruturais do

material, para corroborá-las e obter maiores dados seria necessário execução de ensaios mecânicos, como por exemplo de tração uniaxial.

4 CONCLUSÃO

De acordo com os resultados apresentados e da discussão realizada para o material em estudo, pode-se concluir que:

- Para uma maior quantidade de deformação imposta foi observado um maior potencial de recristalização da matriz ferrítica do aço em estudo;
- O resfriamento em água foi efetivo do modo de se inferir a quantidade de austenita formada no encharque associado a diferentes percentuais de redução e com isso pode se inferir que o maior percentual de redução associada a constituinte MA formou aparente maior quantidade de austenita no encharque;
- No resfriamento ao ar, com o intuito de gerar um ciclo para formar um aço DP, pode se ver que apesar de ter formado mais austenita no encharque e com maior temperabilidade, essa quantidade de austenita formada e a distribuição da mesma na microestrutura, resultou em uma quantidade de constituinte MA elevada, com uma distribuição granulométrica homogênea e alto grau de contiguidade. O que talvez seja adequado proceder esse tratamento em um tempo menor ou em uma temperatura mais baixa em um tempo adequado para se obter as frações adequadas de martensita e ferrita, mantendo-se o aspecto topológico de uma microestrutura DP, ou seja, um matriz ferrítica com o constituinte MA disperso, com menor tamanho de grão que o da ferrita e com baixo grau de contiguidade;
- Para obtenção de microestrutura que correlacione melhores propriedades do aço DP seria necessário o ajuste dos parâmetros de recozimento em função da redução aplicada na laminação a frio. Em outras palavras, aumentando o percentual de redução do material é necessária a diminuição da temperatura ou do tempo de encharque para que sejam obtidos resultados adequados as características de um aço DP.

Agradecimentos

Os autores agradecem a Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) por ter fornecido o material estudado. Ao Instituto Militar de Engenharia (IME) pela infraestrutura e recursos para preparação e caracterização microestrutural via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). A.S.P. agradece a bolsa de produtividade à pesquisa (PQ-2) do CNPq (Processo 307798/2015-1). M.A.M.G. agradece a bolsa de doutorado e I.A.B.M. agradece a bolsa de mestrado subsidiada pela CAPES e vinculadas ao PPGCM/SE8-IME. T.S.F. agradece a bolsa de mestrado subsidiada pelo CNPq e vinculada ao PGCM/SE8-IME.

REFERÊNCIAS

- 1 Gorni, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. Corte e Conformação de Metais, v. 4, p. 26-27, 2008.
- 2 Huseyin Aydin, et al.: Journal of iron and steel research, volume 17, p. 73-78, 2008.
- 3 ULSAB-AVC, Technical Transfer Dispatch #6, AISI, Southfield, USA, 2001.
- 4 Gorni, A. A.: MSc. Dissertation, UFSCar (1989) Brazil.

- 5 Arcelor Mittal Aços Planos América Latina – Brasil. Catálogo de produtos laminados. Brasil, 2015.
- 6 Martins, M. S.: Caracterização em impacto e fadiga do aço estrutural de fases complexas, utilizado na indústria automotiva. Tese de Doutorado, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.
- 7 Diehl Neto, B. Comparação da influência dos parâmetros industriais na microestrutura de dois aços dual-phase, 2009.
- 8 Hayat, F.; Journal of iron and steel Research International, v. 18, n. 8, p. 65-72, 2011.
- 9 Dinda, S. et al. Materials Science and Engineering: A, v. 527, n. 4, p. 947-953, 2010.
- 10 Drumond, Juliovany. MSc. Dissertation, UFSC (2012) Brazil.
- 11 Sarwar, M., Journal of Materials Science, v. 31, n 8, p. 2091-2095, 1996.
- 12 Gurgel, M. A. M. Evolução estrutural de um aço DP laminado a frio submetido ao recozimento intercrítico sob distintas condições de resfriamento. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Fluminense, 2016.
- 13 Sandim, H. R. Z. Heterogeneidades de deformação: Uma visão microscópica. II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2ª ed., São Paulo, 2003, p. 21.
- 14 Santos, R. A. Avaliação de aço de alta estampabilidade pelo método de Marciniak e validação das deformações verdadeiras obtidas via simulação numérica. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Fabricação), Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – UFPR, Curitiba, 2007.
- 15 Emadoddin, E.; Akbarzade, A.; Daneshi, G. H. Effect of intercritical annealing on retained austenite characterization in textured TRIP-assisted steel sheet. Materials characterization, v. 57, n. 4, p. 408-413, 2006.