



OBTENÇÃO DE MICROESTRUTURA FERRÍTICA-MARTENSÍTICA EM AÇOS BAIXO-CARBONO CONTENDO Mn E Si MICROLIGADOS AO Nb LAMINADOS A QUENTE EM ESCALA PILOTO¹

Regis Antônio Albertassi Tavares²

Luiz Heleno Pereira Gaió²

Luiz Carlos de Andrade Vieira^{3,4}

Geovani Rodrigues⁵

Andersan dos Santos Paula⁶

Léosso Luiz de Souza^{7,8}

Resumo

Os aços bifásicos têm características interessantes para a indústria automotiva, devido a eles apresentarem a combinação de resistência, ductilidade e conformabilidade que permite a redução de peso com manutenção da resistência. Os aços de baixo carbono com estrutura bifásica ferrítica-martensítica apresentam combinação de resistência e ductilidade mais elevadas que os ferríticos-perlíticos. Para execução deste trabalho foram elaboradas em escala piloto três ligas de baixo carbono e combinações dos teores de Si e Mn, e microligadas ao Nb. As temperaturas de transformações de fase foram determinadas por meio de ensaios experimentais obtidos por dilatométrica de têmpera. Estes materiais foram laminados a quente em escala piloto no campo austenítico e o resfriamento foi controlado para obtenção da microestrutura ferrítica-martensítica.

Palavras-chave: Aço bifásico, Microestrutura, Propriedades mecânicas.

OBTENTION OF FERRITIC-MARTENSITIC MICROSTRUCTURE IN Nb MICROALLOYED LOW CARBON STEELS CONTAINING Mn AND Si PROCESSED BY HOT ROLLING IN PILOT SCALE

Abstract

Dual-phase steels have interesting characteristics for the automotive industry, because they have a combination of strength, ductility, and formability that allows achieving weight reduction while maintaining strength. The low carbon steels with ferritic-martensitic dual phase structure have an excellent strength and ductility combination, better than ferritic-perlitic structure. Three Nb microalloyed low carbon steels containing Mn and Si were elaborated in pilot scale for this work execution. The phase transformation temperatures were determined by dilatometry experimental tests. These materials were hot rolled in pilot scale in austenite field and the cooling was controlled to obtain the ferritic-martensitic microstructure.

Key words: Dual-phase alloy; Microstructure; Mechanical properties.

¹ Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Graduandos, UniFOA, Graduação em Engenharia de Produção – Volta Redonda/RJ – Brasil.

³ Técnico de Laboratório, UniFOA, Núcleo de Pesquisa e Graduação – Volta Redonda/RJ – Brasil.

⁴ Técnico de Laboratório, UFF/EEIMVR – Volta Redonda/RJ – Brasil.

⁵ Professor, D.Sc., UNIFEI – Itajubá/MG – Brasil.

⁶ Professora, D.Sc., UFF/EEIMVR – Volta Redonda/RJ – Brasil.

⁷ Engenheiro, CSN, GPD – Gerência de Pesquisa e Desenvolvimento – Volta Redonda/RJ – Brasil.

⁸ Aluno do Mestrado em Eng. Metalúrgica - Mestrado, UFF/EEIMVR – Volta Redonda/RJ – Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Embora as pesquisas dos aços bifásicos tenham começado há décadas atrás, o grande interesse nestes aços é recente, os aços dual-phase tiveram seus primeiros desenvolvimentos em 1937. Com a crise do petróleo, houve uma preocupação da indústria automobilística em melhorar o rendimento do automóvel, e para isto buscou-se o desenvolvimento de novos materiais. Isto acelerou a utilização dos aços bifásicos, que são uma nova classe dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).⁽¹⁻²⁾

Um dos recursos disponíveis para se maximizar simultaneamente a ductilidade e resistência mecânica dos aços consiste no uso de microestruturas mais complexas do que ferríticas ou ferrítica-perlíticas normalmente presentes nas ligas comuns de baixo C. A obtenção desta microestrutura nestes aços advém do resfriamento controlado a partir da região intercrítica, conferindo elevada resistência mecânica, boa tenacidade a estes aços. Os aços bifásicos podem apresentar, além das fases ferrítica e martensítica, frações volumétricas de bainita e austenita retida.⁽³⁻¹¹⁾

Para entendermos os aços bifásicos é importante um perfeito entendimento dos mecanismos de transformação de fase atuantes nas temperaturas intercrítica e isotérmicas, buscando estabelecer uma correlação entre o processamento térmico realizado, a microestrutura formada (frações volumétricas das fases presentes) e as propriedades mecânicas finais do material (resistência à tração, limite de escoamento e alongamento).

No presente trabalho, foi estudada a correlação entre a composição química e a evolução microestrutural após o resfriamento controlado para obtenção de microestrutura ferrítica-martensítica, onde se fez uso de três ligas de baixo carbono com diferentes teores de Si e Mn e microligadas ao Nb laminadas em escala piloto. As temperaturas de transformações de fase (A_1 , A_3 , Ar_1 e Ar_3) foram determinadas experimentalmente por meio de dilatometria de tempera. Estes materiais foram laminados a quente em escala piloto tendo a temperatura final de acabamento ainda dentro do campo austenítico, onde houve o controle da temperatura entre passes e resfriamento controlado para obtenção de microestrutura ferrítica-martensítica.

A avaliação da evolução microestrutural e mecânica destes aços após o processamento, com base na morfologia das fases presentes antes da laminação a quente e após o resfriamento controlado, foram observadas por meio de microscopia óptica (MO) e medidas de dureza.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Material

Foram elaboradas três composições distintas de aços baixo carbono contendo Mn e Si microligados ao Nb, tendo sido vazados em escala piloto nos laboratórios do Centro de Pesquisa da Companhia Siderúrgica Nacional. A Tabela 1 mostra as composições químicas dos aços laminados a quente no laminador piloto da CSN.

Tabela 1 – Composições químicas (% em peso) dos aços em estudo.

LIGAS	C	Mn	P	S	Si	Cr	Nb	Ni	Al	N
LIGA 1	0,154	1,396	0,022	0,011	1,405	0,019	0,034	0,009	0,022	0,0132
LIGA 2	0,135	1,489	0,019	0,008	0,948	0,020	0,047	0,010	0,051	0,0155
LIGA 3	0,111	1,381	0,022	0,012	0,985	0,013	0,013	0,007	0,032	0,0119

2.2 Laminação em Escala Piloto

Os lingotes das três ligas foram desbastados a uma temperatura superior a 1.200°C (Centro de Pesquisa, CSN) até atingir a espessura de 40 mm e em seguida cortado em corpos de provas (40 mm de espessura, 50 mm de largura e 60 mm de comprimento) para a posteriormente serem propriamente laminados a quente em escala piloto.

Por meio de um orifício de aproximadamente 3,5 mm de diâmetro em uma das faces laterais do corpo de prova, aberto com uma furadeira, foi introduzido por encaixe um termopar (tipo K) com o intuito de monitorar a temperatura durante o processo de laminação a quente (Tabela 2) e posterior resfriamento ao ar e em banho de salmoura (Tabela 4), até que a temperatura do corpo de prova atingisse a temperatura do banho.

Os corpos de prova foram laminados em escala piloto utilizando os parâmetros de processamento conforme descrito na Tabela 2, no que diz respeito a faixa de temperatura e reduções que foram praticadas em cada passe.

A partir das temperaturas de transformação de fase, no aquecimento e no resfriamento (A_1 , A_3 , Ar_3 e Ar_1 – como mostra a Tabela 3), obtidas por meio de ensaios experimentais num dilatômetro (DT1000 da Adhamel), com taxas de aquecimento/resfriamento de 1°C/s, foram definidas as temperaturas para o processamento termomecânico, de forma que todos os passes de redução fossem executados dentro do campo austenítico (Tabela 2) e temperatura na qual o meio do resfriamento mudado de ar (inicial) para salmoura (final) – Tabela 4.

Tabela 2 – Parâmetros usados para o processo de laminação piloto das três ligas de aço

Passes	Temperaturas (Encharque a 1230°C)	Reduções (mm)	Reduções (%)
R1	1230	35 – 28	20,0
R2	1200	28 – 23	17,9
R3	1150	23 – 18	21,7
F1	1060 – 1050	18 – 13	27,8
F2	1010 – 1000	13 – 9,4	27,7
F3	970 – 950	9,4 – 7,0	25,5
F4	950 – 920	7,0 – 5,6	20,0
F5	920 – 850	5,6 – 4,6	17,9

Tabela 3 – Temperaturas de Transformação de Fase

Ligas	Temperaturas de Transformação de Fase (°C)			
	Aquecimento		Resfriamento	
	A_1	A_3	Ar_3	Ar_1
Liga 1	744	912	807	622
Liga 2	731	879	787	611
Liga 3	720	896	745	617

Durante a laminação à quente em escala piloto as ligas foram submetidas a um mesmo programa de resfriamento inicial ao ar, após o passe de redução F5,

seguido de resfriamento em salmoura a partir de uma dada temperatura dentro do campo intercrítico de transformação de fases (Ar_3 e Ar_1 – Tabela 3) para cada liga, como ilustrada na tabela Tabela 4.

Tabela 4 – Temperatura de início do resfriamento em salmoura e taxa de resfriamento alcançada.

Ligas	Temperatura de Início do Resfriamento (°C)		Taxa de Resfriamento (°C/s)
	Programada	Realizada	
Liga 1	725	743	185
Liga 2	675	660	270
Liga 3	650	642	208

2.3 Caracterização

A caracterização microestrutural dos corpos de prova dos aços antes e após a laminação a quente em escala piloto foi realizada através do microscópio óptico – MO (Zeiss – Axioplan 2) e microscópio eletrônico de varredura – MEV (Zeiss – DSM 962).

As propriedades mecânicas após o processamento completo foram avaliadas por meio de ensaios de dureza Vickers, onde se procederam três medidas por amostra.

3 RESULTADOS

A avaliação microestrutural das amostras das ligas em estudo na condição como recebida, anterior o processo de laminação a quente em escala piloto, foi realizada via microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), como mostram as Figuras 1 e 2.

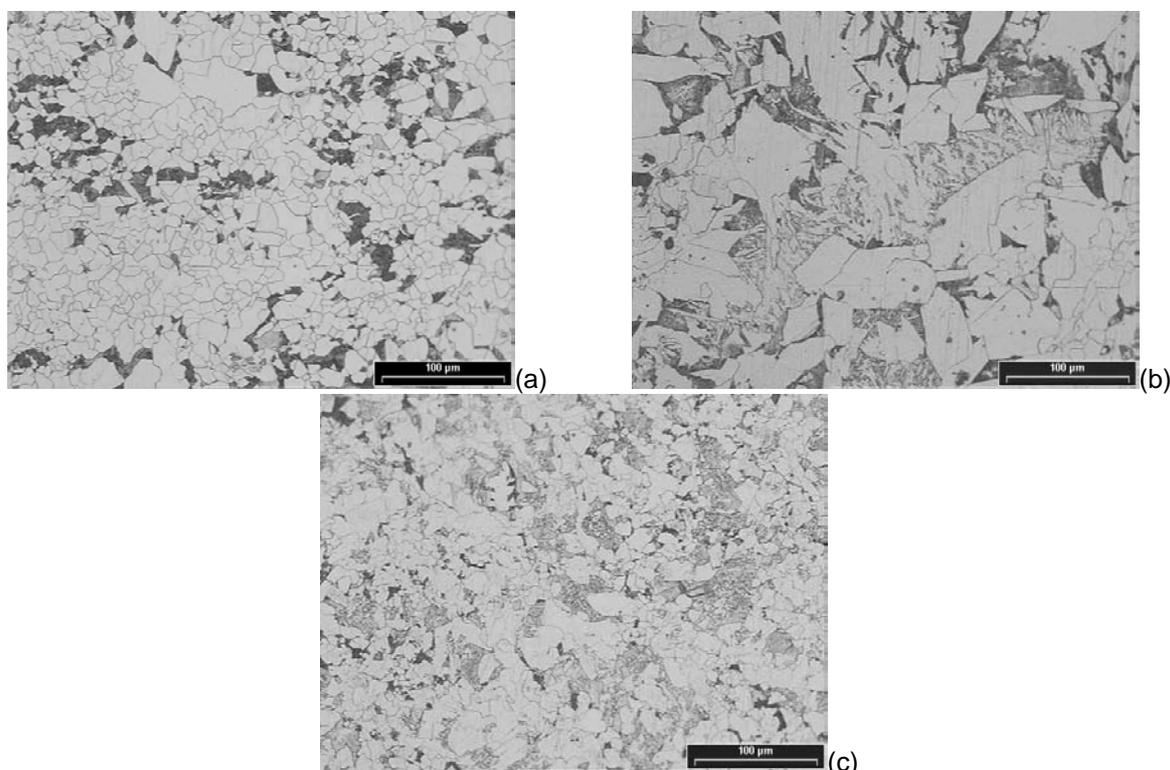


Figura 1 - Microestruturas das amostras das ligas em estudo na condição como recebida, obtidas por Microscopia Ótica: (a) LIGA 1. (b) LIGA 2. (c) LIGA 3. Aumento 200x. Nital 3%.

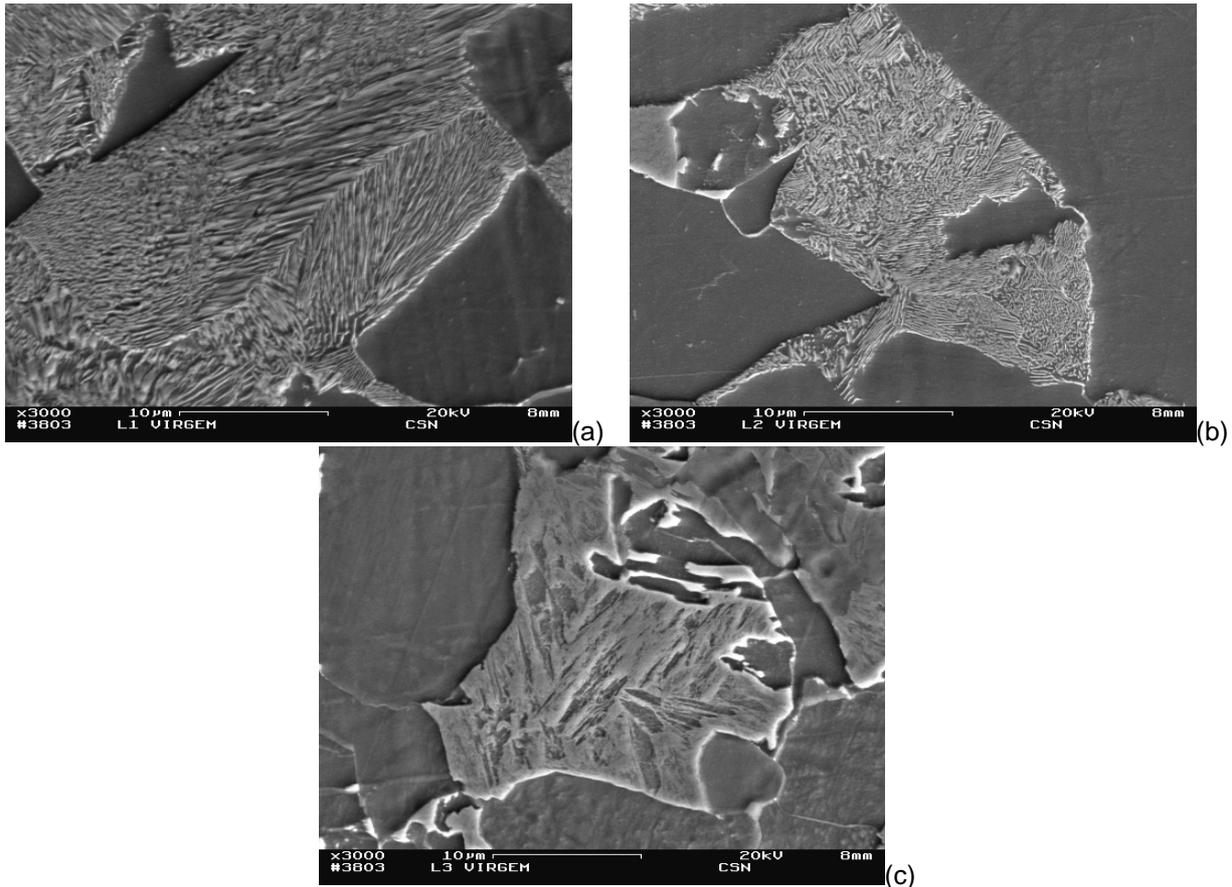


Figura 2 – Detalhamento das microestruturas das amostras das ligas em estudo na condição como recebida, obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura: (a) LIGA 1. (b) LIGA 2. (c) LIGA 3. Aumento 3000x. Nital 3%.

A avaliação microestrutural das amostras das ligas em estudo após o processo de laminação a quente em escala piloto / resfriamento controlado (definido nas Tabelas 2 e 4), foi realizada via microscopia ótica (MO), como mostra a Figura 3. A figura 4 apresenta o gráfico com as propriedades mecânicas, por meio de medidas de dureza, resultantes do processamento a que as ligas foram submetidas na laminação a quente em escala piloto / resfriamento controlado (definido nas Tabelas 2 e 4).

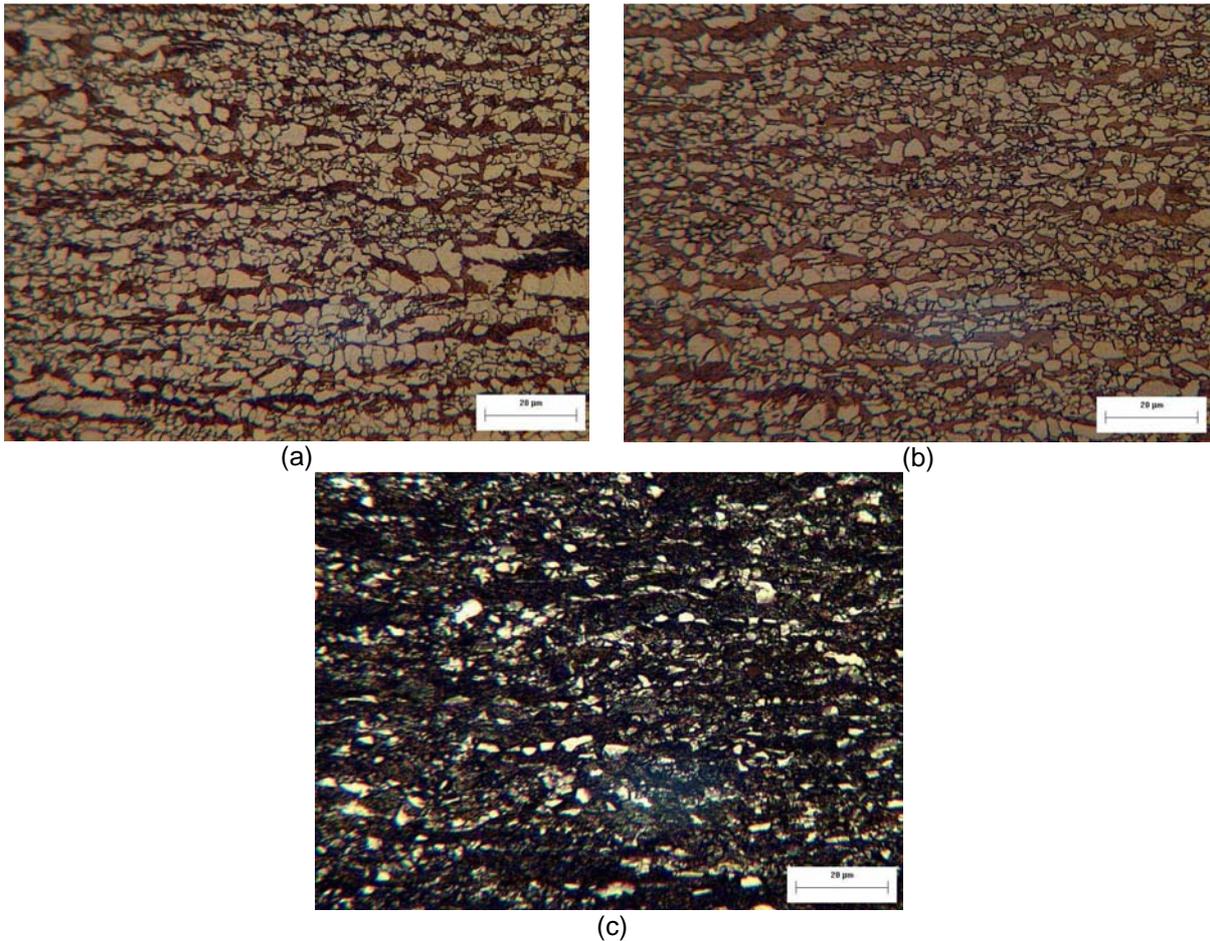


Figura 3 - Microestruturas das amostras das ligas em estudo após o processo de laminação a quente em escala piloto / resfriamento controlado (definido nas Tabelas 2 e 4), obtidas por Microscopia Ótica: (a) LIGA 1. (b) LIGA 2. (c) LIGA 3. Aumento 200x. Nital 3%.

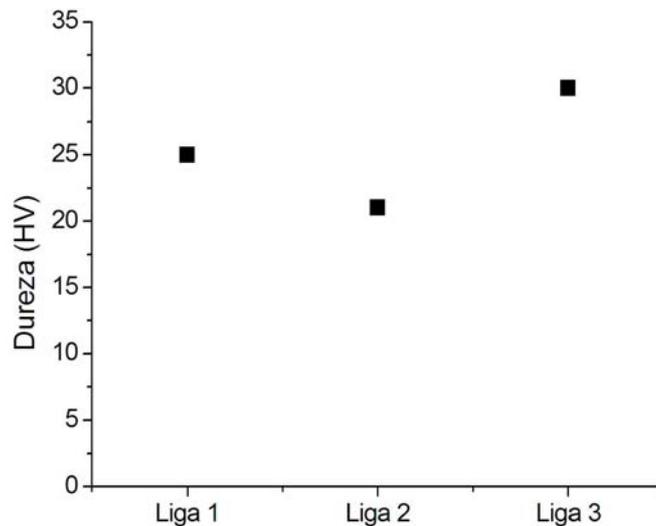


Figura 4 – Dureza das ligas em estudo após o processo de laminação a quente em escala piloto / resfriamento controlado (definido nas Tabelas 2 e 4), obtidas por Microscopia Ótica: (a) LIGA 1. (b) LIGA 2. (c) LIGA 3. Aumento 200x. Nital 3%.



4 DISCUSSÃO

Podemos verificar que os materiais na condição como recebida pela análise das Figuras 1 e 2 que as três ligas são constituídas de uma microestrutura ferrítica-perlítica, diferindo somente no tamanho de grão ferrítico entre os materiais, onde a Liga 2 (Figura 1b) tem um tamanho de grão significativamente maior que as Ligas 1 e 3 (Figuras 1a,c). Em termos de composição química as três ligas apresentam teores de Mn aproximados e distintos percentuais de Si e relação Nb/C, sendo que estes últimos possivelmente são os maiores responsáveis nas distintas mudanças estruturais nas ligas em estudo durante o processamento executado, conforme discutido a seguir. O Mn presente nas ligas agregado aos mais baixos teores de Si auxiliaram em proporcionar as Ligas 3 e 2, nesta ordem crescente, as menores temperaturas de transformação de fase no resfriamento. Isto se deve a ação estabilizadora da austenita associada ao Mn presente, contrária a ação estabilizadora da ferrita associada a incrementos no teor de Si e níveis de deformação acumulada na austenita.⁽¹²⁻¹⁶⁾

Após completo processamento termomecânico e resfriamento controlada para obtenção de uma microestrutura ferrítica-martensítica nas três ligas, podemos observar na Figura 3 que o processamento foi eficiente quanto a obtenção desses microconstituintes, onde visualmente é possível de evidenciar a maior fração de martensita na Liga 3 (Figura 3c – regiões escuras). Porém verificamos a microestrutura apresenta-se bandeada, ou seja, existe um alinhamento dos grãos martensítico no sentido de laminação. Característica que seria indesejável para microestrutura bifásica, onde segundo sua definição morfológica os grãos da fase dura (a martensita – regiões escuras) deve-se apresentar na região de contorno de grão da fase macia (a ferrita – regiões claras) sem haver contato entre contornos de grãos da fase dura. Ou seja, os grãos da fase martensítica devem apresentar-se como ilhas dispersas na matriz ferrítica. Esta resultante morfológica da microestrutura deve estar associada ao acúmulo de deformação da austenita entre os passes de redução a temperatura mais baixa e a precipitação induzida por deformação de precipitados de Nb (carbonetos/carbonitretos), o que propiciou a obtenção desta microestrutura bandeada pela transformação de fase no resfriamento ter se dado primeiramente pela formação de ferrita a partir dos grãos austeníticos com bandas de deformação e no seu interior pela presença de precipitados de Nb.⁽¹²⁻¹⁴⁾

O processo de laminação a quente / resfriamento controlado juntamente com a composição química propiciaram a cada uma das ligas propriedades mecânicas distintas, onde estes valores são evidenciados pelos resultados de dureza (Figura 4). A Liga 3 apresenta dureza superior, a Liga 1 dureza intermediária e a Liga 2 apresenta a menor dureza entre as três Ligas. Estes valores podem se justificados pela maior presença de martensita na Liga 3 após processamento (Figura 3c) que conferiu maior dureza a esta liga. No caso da Liga 1 (Figura 3a) por esta apresentar maior teor de Si, que propiciou a Liga após o processamento maior dureza devido ao endurecimento por solução sólida, em conjunto com Mn presente, apesar da mesma apresentar uma fração volumétrica aparente de martensita similar a da Liga 2 (Figura 3b).



5 CONCLUSÃO

A caracterização microestrutural e mecânica das ligas em estudo, referentes a aços de baixo carbono contendo distintos percentuais de Mn e Si e micro-adições Nb foram realizadas a partir de ensaios de laminação a quente em escala piloto sob condições de resfriamento controlado para obter-se uma microestrutura ferrítica-martensítica. Pode-se concluir que:

- 1- O teor médio de Mn adotado para ligas juntamente com o teor inferior de Si para a Liga 3, possibilitaram que este material apresentasse as menores temperaturas de transformação de fase no resfriamento (Ar_3 e Ar_1).
- 2- A obtenção de uma microestrutura ferrítica-martensítica foi observada a para as três ligas com característica de bandeamento, o que faz que não se classifique como um aço bifásico de acordo com a característica morfológica de disposição das fases;
- 3- A fração da fase martensítica na Liga 3 foi a maior das três ligas em estudo. Esta evidência está associada a sua menor temperatura Ar_3 que é resultado do processamento termomecânico mecânico da liga em conjunção com seu diferencial composicional (menores valores relação Nb/C). Resultando em um menor efeito na precipitação induzida por deformação na austenita encruada durante os passes de acabamento e não propiciando a geração de um número elevado de locais para nucleação de ferrita durante a transformação da austenita deformada no resfriamento após o último passe de redução.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao suporte financeiro da FAPERJ e da UniFOA, e a CSN pelo fornecimento de material e infraestrutura para processamento do mesmo.

REFERÊNCIAS

- 1 AKSOV, M.; KARAMQ, M.B.; EVIN, E. An evaluation of the wear behaviour of a dual-phase low-carbon steel. *Wear* v. 193, p. 248-252, 1996.
- 2 KIM, SE-JONG; CHO, YI-GIL; OH, CHANG-SEOK; KIM, DONG EUN; MOON, MAN BEEN; HAN, HEUNG NAM. Development of a dual phase steel using orthogonal design method. *Materials and Design*. v. 30, p. 1251–1257, 2009.
- 3 AHMAD, E; MANZOOR, T.; HUSSAIN, N.; QAZI, N.K. Effect of thermomechanical processing on hardenability and tensile fracture of dual-phase steel. *Materials and Design* v. 29, p. 450–457, 2008.
- 4 CHAO, Y.J.; WARD Jr., J.D.; SANDS R.G. Charpy impact energy, fracture toughness and ductile–brittle transition temperature of dual-phase 590 Steel. *Materials and Design*, v. 28, p. 551–557, 2007.
- 5 AKAY, S.K.; YAZICI, M.; BAYRAM, A; AVINC, A. Fatigue life behaviour of the dual-phase low carbon steel sheets. *Journal of materials processing technology*. (in press).
- 6 TAVARES, S.S.M.; PEDROZA, P.D.; TEODOSIO J.R.; GUROVA. T. Mechanical properties of a quenching and tempered dual phase steel. *Scripta Materialia*, v. 40, n. 8, p. 887–892, 1999.
- 7 AL-ABBASI, F.M.; NEMES, J.A. Micromechanical modeling of dual phase steels. *International Journal of Mechanical Sciences*. v. 45, p. 1449–1465, 2003.
- 8 JIANG, Z; GUAN, Z.; LIAN J. Effects of microstructural variables on the deformation behaviour of dual-phase steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 190, p. 55-64, 1995.

- 9 MODI, A.P. Effects of microstructure and experimental parameters on high stress abrasive wear behaviour of a 0.19wt% C dual phase steel. *Tribology International*, v. 40, p. 490–497, 2007.
- 10 MODI, O.P.; PANDIT, P.; MONDAL, D.P.; Prasad, B.K. ; YEGNESWARAN, A.H.; CHRYSANTHOU, A. High-stress abrasive wear response of 0.2% carbon dual phase steel: Effects of microstructural features and experimental conditions. *Materials Science and Engineering A*, v. 458, p. 303–311, 2007.
- 11 WATERSCHOOT, T.; VERBEKEN, K.; DE COOMAN, B. C. Tempering kinetics of the martensitic phase in DP steel, *ISIJ International*, Vol. 46 (2006), No. 1, pp. 138–146.
- 12 GERMANO, R.L.S. Aplicação de tratamentos termomecânicos simulativos de laminação de tiras a quente a aços ARBL Si-Mn e Si-Mn-Nb. (Dissertação de Mestrado) – UFRJ, 1991.
- 13 GORNI, A.A; SILVEIRA, J.H.D.; REIS, J.S.S. Um panorama do desenvolvimento recente de chapas grossas e suas aplicações. *Corte e Conformações de Metais*, 2006.
- 14 MARTINS, C.A. Efeitos de microadições de Nb e Ti na estrutura e propriedades mecânicas de um aço conformável submetidos a tratamentos termomecânicos. (Dissertação de Mestrado) – UFRJ, 1995.
- 15 FERRER, M.H. Estudo das transformações de fases de aços TRIP ao Si e Mn microligados com Nb. (Tese de Doutorado) – USP, 2003.
- 16 BLECK, W. Using the TRIP effect – The dawn of a promising group of cold formable steels. In: *Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos*. Rio de Janeiro, Rede Aços, 2002.