

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO API 5L-X80 PRODUZIDO ATRAVÉS DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO CONTROLADA¹

Marcos Antônio de Castro Araújo Sampaio²
Carlos Salaroli de Araújo³
Carmos Antônio Gandra⁴
Dagoberto Brandão Santos⁵

Resumo

A técnica da laminação controlada foi aperfeiçoada com a introdução do resfriamento acelerado e permitiu o desenvolvimento de aços com resistência mecânica mais elevada. Normalmente o aço API 5L-X80 é produzido utilizando-se o resfriamento acelerado, uma vez que as propriedades mecânicas especificadas para esse grau são de difícil obtenção quando se utiliza somente a laminação controlada. Um estudo da influência do grau de deformação na fase de acabamento sobre as propriedades mecânicas de chapas do grau X80 foi realizado. Os resultados mostraram ser possível fabricar chapas de até 19,05 mm, por meio do processo de laminação controlada sem o recurso do resfriamento acelerado.

Palavras-chave: Aço ARBL; API 5L-X80; Laminação controlada; Região bifásica.

STUDY OF MECHANICAL PROPERTIES OF API 5L-X80 STEEL PLATE MANUFACTURED BY CONTROLLED ROLLING PROCESS

Abstract

The controlled rolling technique was steadily improved when accelerated cooling process was introduced and this technology has allowed the development of steel plates in a higher strength. Nowadays, API 5L-X80 steel plates have been obtained by the use of accelerated cooling facilities. In fact, X80 mechanical properties are quite difficult to be reached when the resources of controlled rolling are solely used. A study of the influence of the deformation amounts during finishing rolling passes on the properties of X80 plates. Results show the feasibility to produce plates in thickness up to 19.05 mm by a fit controlled rolling scheme, without accelerated cooling.

Key words: HSLA steel; API 5L-X80; Controlled rolling; Dual phase field.

¹ Contribuição técnica ao 44º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 16 a 19 de outubro de 2007, Campos do Jordão – SP, Brasil.

² Membro da ABM; Engenheiro Químico, Mestrando, Superintendência de Metalurgia e Garantia da Qualidade da Usiminas; Ipatinga, MG.

³ Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

⁴ Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, M.Sc., CQE/ASQ, Superintendência de Metalurgia e Garantia da Qualidade da Usiminas; Ipatinga, MG.

⁵ Membro da ABM; Dr., Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG; Belo Horizonte, MG

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos trinta anos, grandes progressos foram obtidos na tecnologia de fabricação de chapas grossas. Isto possibilitou o desenvolvimento de aços com elevada resistência mecânica, dentre os quais o aço API 5L-X80. Apesar do grau X70 ter atualmente uma demanda significativamente superior à do grau X80, o cenário tecnológico mundial tem mudado rapidamente nos últimos anos.

Estudos internacionais mostram que o início deste novo milênio será movido pelo gás natural.^(1,2) O aumento crescente da demanda de energia no mundo requer a construção de linhas de transmissão de gás de alta pressão com a máxima eficiência possível no transporte.⁽³⁾ Observa-se também uma forte tendência para a utilização de aços com maior resistência mecânica na fabricação de tubos para transporte de gás natural e óleo, principalmente na América do Norte, Europa, Austrália e Japão, uma vez que o emprego destes aços pode oferecer economias significativas na fabricação, instalação e operação de oleodutos e gasodutos em longas distâncias.

A laminação controlada é um processo largamente utilizado na obtenção de aços ARBL (alta resistência baixa liga) aplicados ao segmento de tubos de grande diâmetro. A utilização de uma composição química adequada, aliada às condições de reaquecimento, e de um programa de passe de laminação, com controle preciso de deformações e temperaturas durante a conformação a quente, propicia um maior refinamento da austenita, resultando assim em uma estrutura ferrítica de granulação muito fina. Esse tipo de microestrutura é responsável pelo aumento simultâneo da resistência mecânica e da tenacidade do material.⁽⁴⁾

A introdução da tecnologia do resfriamento acelerado, após a laminação controlada, possibilitou a obtenção de uma microestrutura ainda mais refinada, do tipo acicular; tornando possível o desenvolvimento de aços com resistência mecânica e tenacidade mais elevadas. Atualmente, as indústrias têm produzido o aço API 5L-X80 utilizando esta inovação. Segundo Gray:⁽⁵⁾ “existem mais de 60 combinações diferentes de projeto de liga e condições de resfriamento para fabricar os graus de aço X70, X80 e X100”.

Neste trabalho, avaliou-se a produção de chapas grossas do aço API 5L-X80, através do processo de laminação controlada, até a espessura de 19,05 mm, utilizando-se diferentes graus de deformação na fase de acabamento e temperatura final de laminação na região bifásica, com a garantia de requisitos de tenacidade (Charpy e DWTT) em temperaturas inferiores a -20°C.

2 PLANEJAMENTO DO EXPERIMENTO

Duas corridas de um aço comercial de baixo C e alto Mn, microligado ao Nb, V e Ti e com adições de Cr e Mo foram produzidas em escala industrial. As placas foram reaquecidas a 1250°C por um período mínimo de 250 min em um forno do tipo *walking beam*. O tempo de permanência no forno e a temperatura de reaquecimento de todas as placas praticamente mantiveram-se constantes.

As placas de uma corrida foram laminadas pelo processo de laminação controlada até a espessura de 15,75 mm e as placas da segunda corrida foram laminadas pelo mesmo processo até a espessura de 19,05 mm. A laminação de desbaste foi concluída em uma temperatura próxima de 1050°C e a laminação de acabamento iniciou-se entre 710 a 740°C e foi concluída na faixa de temperatura de 680 a 690°C. Este trabalho⁽⁶⁾ teve como proposta laminar 32 placas, sendo 16 para cada espessura de chapa. As placas foram agrupadas em conjunto de quatro e cada

conjunto de placas foi processado utilizando um grau de deformação específico na fase de acabamento, conforme detalhado na Tabela 1. Para tanto, utilizou-se quatro diferentes espessuras de início da fase de acabamento, também denominada de espessura de patamar (Ep) ou de espera.

Tabela 1 – Parâmetros de Laminação

Espessura nominal de chapa (mm)	15,75				19,05			
Espessura de patamar ou de espera (mm)	60	70	80	90	70	80	90	100
Redução da espessura (%)	74	78	80	83	73	76	79	81
Temperatura de reaquecimento (°C)	1250							
Tempo mínimo de permanência no forno de reaquecimento (min)	250							
Temperatura final da fase de desbaste (°C)	1.000 ~ 1.100							
Temperatura de início da fase de acabamento (°C)	710 ~ 740							
Temperatura final da fase de acabamento (°C)	680 ~ 690							

Amostras de chapas foram retiradas no meio do laminado para avaliação de propriedades mecânicas em tração, resistência ao impacto Charpy e DWTT e exames metalográficos.

Os corpos-de-prova (CPs) para ensaio de tração foram confeccionados de acordo com a especificação ASTM-A370, utilizando-se CPs com base de medida de 50,8 mm, retirados transversalmente à direção de laminação.

Para os ensaios de impacto Charpy utilizaram-se corpos-de-prova com dimensão de 10 x 10 x 55 mm, com entalhe em V e profundidade de 2 mm, conforme especificação ASTM-A370. Os testes foram realizados nas temperaturas de -100, -80, -60, -40, -20, 0 e 25°C. Os ensaios de DWTT foram realizados em conformidade com a especificação API RP 5L3 utilizando-se corpos-de-prova com entalhe do tipo Chevron. Os testes de DWTT foram realizados nas temperaturas de -80, -60, -40, -20, 0 e 25°C. Estes CPs foram retirados transversalmente à direção de laminação.

Também foram realizadas caracterizações metalográficas das amostras do aço por microscopias ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) em seções longitudinais em relação à direção de laminação.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados médios obtidos nos ensaios de tração são apresentados graficamente na Figura 1.

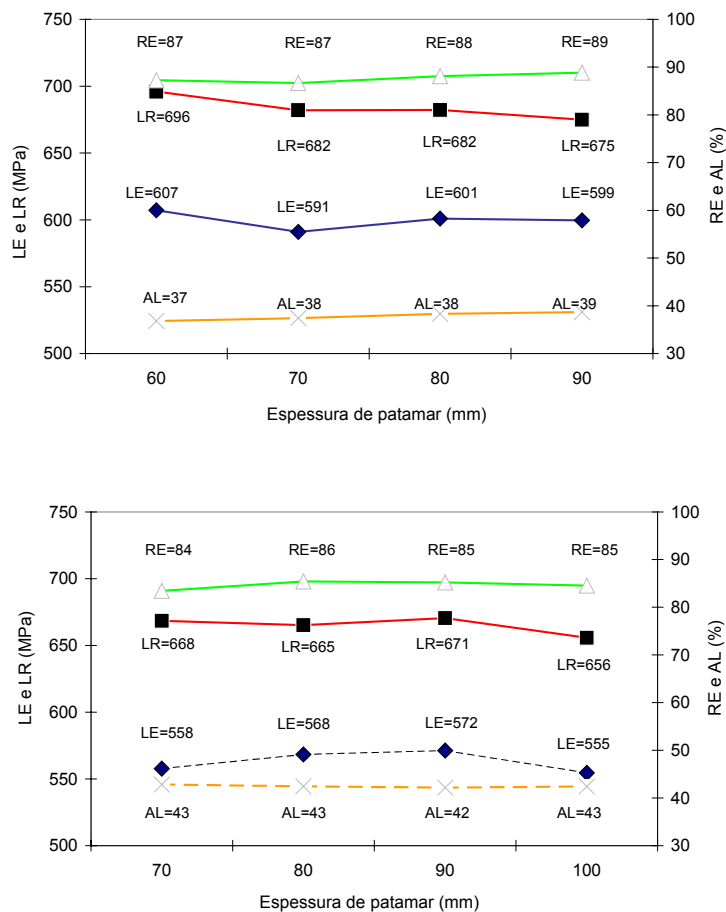


Figura 1 - Variação dos valores médios de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento total (AL) e razão elástica (RE=LE/LR) em chapas de 15,75 mm (a) e 19,05 mm (b) em função da espessura de patamar praticada.

Os valores médios de LE e LR das chapas de 15,75 mm e espessura de patamar de 60 mm estão ligeiramente mais altos do que as demais amostras, devido à menor temperatura na fase de acabamento de duas placas desta experiência. Esse mesmo comportamento também foi observado em duas placas processadas com espessura de patamar de 80 e 90 mm laminadas para chapas de 19,05 mm. Os resultados encontrados estão de acordo com os estudos de Tanaka,⁽⁷⁾ que afirmou que “a microestrutura e as propriedades mecânicas são fortemente dependentes da deformação na fase de acabamento da laminação controlada, entretanto, essa dependência tende a perder intensidade para reduções, na região bifásica, acima de 40%”. Possivelmente as propriedades de tração de LE e LR se estabilizaram em função da alta e estreita faixa de redução praticada neste estudo. Conforme pode ser visto mais adiante, a pequena variação do tamanho de grão ferrítico encontrada, em cada espessura de chapa, neste estudo corrobora com essa afirmativa.

Comparando os resultados de tração das duas espessuras de chapa, pode-se observar que os melhores resultados são encontrados nas chapas de 15,75 mm. Os melhores resultados de tração e tenacidade nessas chapas podem ser creditados ao melhor refinamento do grão ferrítico.

Os requisitos de tração especificados na norma API 5L são de: LE entre 552 e 690 MPa; LR entre 621 e 827 MPa; AL mínimo 21% e RE máxima 93%. Dados de outros fornecimentos desse aço demonstraram que as propriedades mecânicas de tração após a conformação da chapa em tubo apresentam as seguintes

características: manutenção ou ganho de até 15 MPa no LE da chapa, ganho de até 35 MPa no LR e queda no AL e RE de até 3%. Com base nesse comportamento, pode-se concluir que resultados obtidos atendem os requisitos especificados pela norma API 5L.

A Figura 2 mostra as variações da energia absorvida e do percentual de fratura dúctil nos ensaios de impacto Charpy em função da temperatura de teste e da espessura de patamar (E_p) praticada.

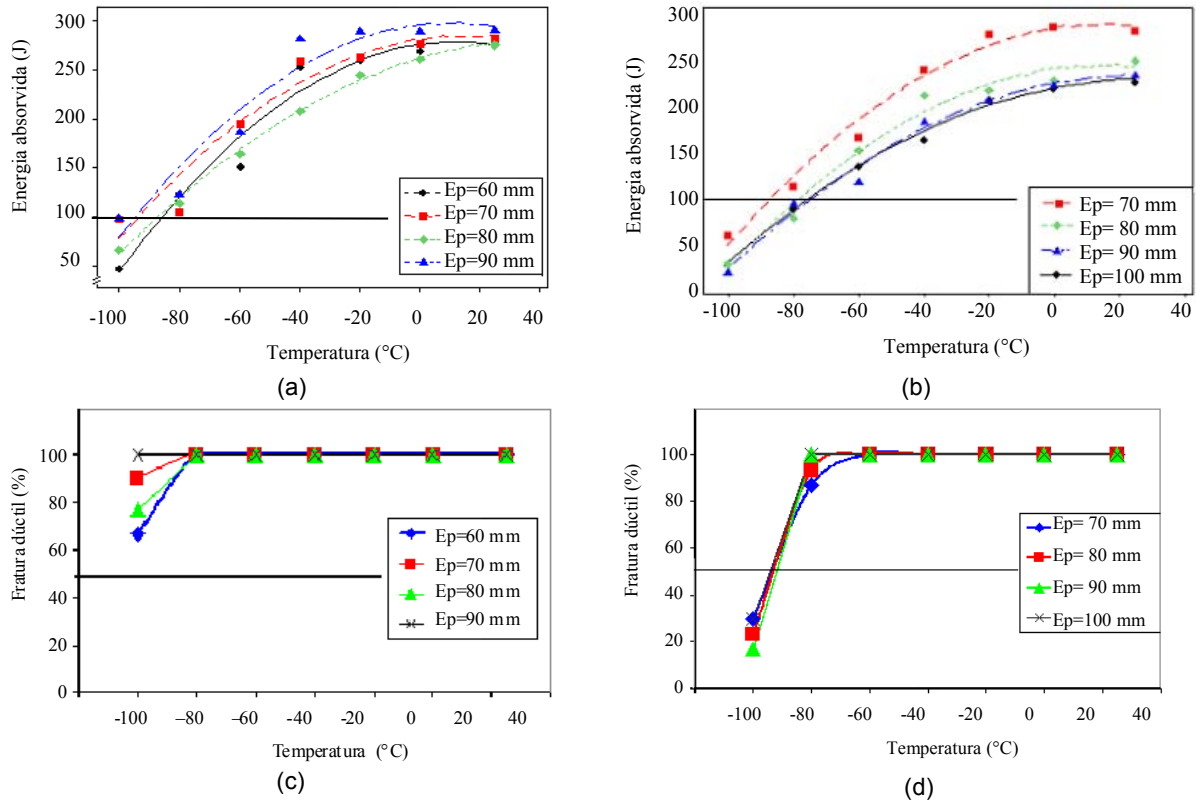


Figura 2 - Energia absorvida e percentual de fratura dúctil nos ensaios de impacto Charpy em função da temperatura e das espessuras de patamar praticadas, em chapas de 15,75 mm (gráficos a e c) e 19,05 mm (gráficos b e d), respectivamente.

As chapas de 15,75 mm apresentaram no ensaio de impacto Charpy temperatura de transição dúctil-frágil (50% de fratura dúctil) abaixo de -100°C e temperatura do patamar de 100 J de energia absorvida abaixo de -80°C . Por outro lado, as chapas de 19,05 mm apresentaram temperatura de transição dúctil-frágil abaixo de -80°C e temperatura do patamar de 100 J de energia absorvida abaixo de -60°C . Esses resultados mostraram que o aumento do grau de deformação (espessura de patamar) na fase de acabamento conduziu a uma redução da energia absorvida das chapas de 19,05 mm, porém não exerceu influência significativa sobre os resultados de energia absorvida das chapas de 15,75 mm. Observou-se também que os melhores resultados de percentual de fratura dúctil nesses CPs, em ambas as espessuras de chapa, foram encontrados nos maiores graus de deformação. De acordo com Tanaka,⁽⁸⁾ o aumento do grau de deformação na fase de acabamento favorece a ocorrência do fenômeno de separações ou delaminações, acarretando na diminuição da temperatura de transição dúctil-frágil (FATT) e da energia absorvida no patamar superior de energia do ensaio de impacto Charpy. Esse comportamento somente não foi observado para a energia absorvida das chapas com espessura de

15,75 mm. Todavia, podemos observar uma aproximação muito grande das curvas de energia absorvida nessa espessura de chapa.

A Figura 3 ilustra a variação do percentual de fratura dúctil nos CPs dos ensaios de DWTT em função da temperatura de teste e da espessura de patamar praticada. Pode-se observar que os resultados de DWTT, em ambas as espessuras de chapa, melhoraram com o aumento da espessura de patamar, ou seja, com o aumento do grau de deformação na fase de acabamento. As chapas apresentaram temperatura de transição dúctil-frágil (50% de fratura dúctil) abaixo de -40°C para as menores espessuras de patamar. Por outro lado, a temperatura de transição dúctil-frágil situou-se abaixo de -80°C , para ambas as espessuras de chapa, na máxima espessura de patamar praticada na fase de acabamento. Esses resultados estão de acordo com os resultados de fratura dúctil do ensaio de impacto Charpy e podem ser explicados pelo mesmo mecanismo.

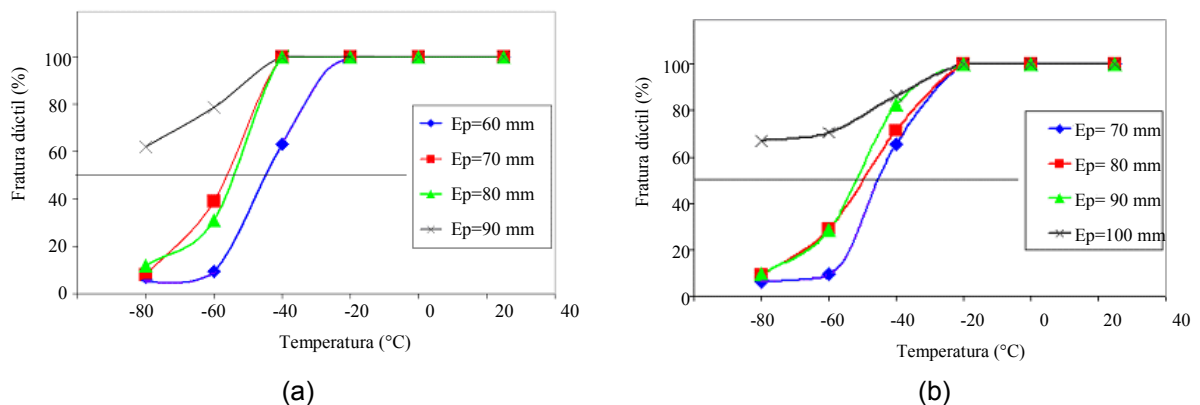


Figura 3 - Percentual de fratura dúctil nos CPs de ensaios de DWTT em função da temperatura de teste e das espessuras de patamar (E_p) praticadas nas chapas de 15,75 mm (a) e 19,05 mm (b), respectivamente.

Comparando os resultados de impacto Charpy e os resultados de DWTT das duas espessuras de chapa, pode-se observar que os melhores resultados foram encontrados nas chapas de 15,75 mm. Pode-se creditar esse comportamento ao melhor refino de grão obtido nessa espessura de chapa.

Exames metalográficos revelaram uma microestrutura bem refinada constituída predominantemente por ferrita e, em menor quantidade, por perlita e constituintes aciculares, conforme apresentados na Tabela 2.

Tabela 2 - Resultados da determinação do tamanho de grão ferrítico (TG_{α}) e das frações volumétricas dos constituintes microestruturais.

Espessura de chapa (mm)	Espessura de patamar (mm)	TG_{α} (μm)	Fração volumétrica das fases (%)			
			Ferrita	Perlita	Bainita / ferrita acicular	MA
15,75	60	4,87	92,15	1,76	4,48	1,61
	70	4,92	92,13	2,48	4,39	1,00
	80	4,66	92,70	2,09	3,48	1,73
	90	4,53	91,85	3,58	3,27	1,30
19,05	70	5,10	91,42	5,73	1,85	1,00
	80	6,82	91,91	3,76	2,97	1,36
	90	5,70	90,99	3,85	3,55	1,61
	100	5,05	92,09	2,97	3,15	1,79

A taxa de resfriamento das chapas de 15,75 mm é ligeiramente superior à das chapas de 19,05 mm, corroborando, desta maneira, para a formação de maior

fração volumétrica de bainita e constituinte MA e menor fração volumétrica da perlita. Estes resultados estão de acordo com as afirmações de Rodrigues⁽⁹⁾ e de Cota⁽¹⁰⁾. “Taxas de resfriamento mais altas aumentam as frações volumétricas de bainita e do constituinte MA e diminuem a da perlita”. Cota,⁽¹⁰⁾ também afirmou “ser pequena a quantidade de bainita formada em chapas com taxa de resfriamento abaixo de 2°C/s, mesmo para grandes deformações. Segundo Zheng,⁽¹¹⁾ que estudou um aço com composição química próxima ao deste estudo, a austenita deformada tende a se transformar em ferrita e perlita quando a taxa de resfriamento é menor que 0,5°C/s e ao se aproximar de 1°C/s a microestrutura é constituída de ferrita acicular de baixo C, ferrita poligonal e pouca perlita. Estima-se que a taxa de resfriamento nas chapas de 15,75 e 19,05 mm seja de 0,6 e 0,5°C/s, respectivamente.

A Figura 4 ilustra a microestrutura final das amostras obtidas no MEV nas duas espessuras de chapa.

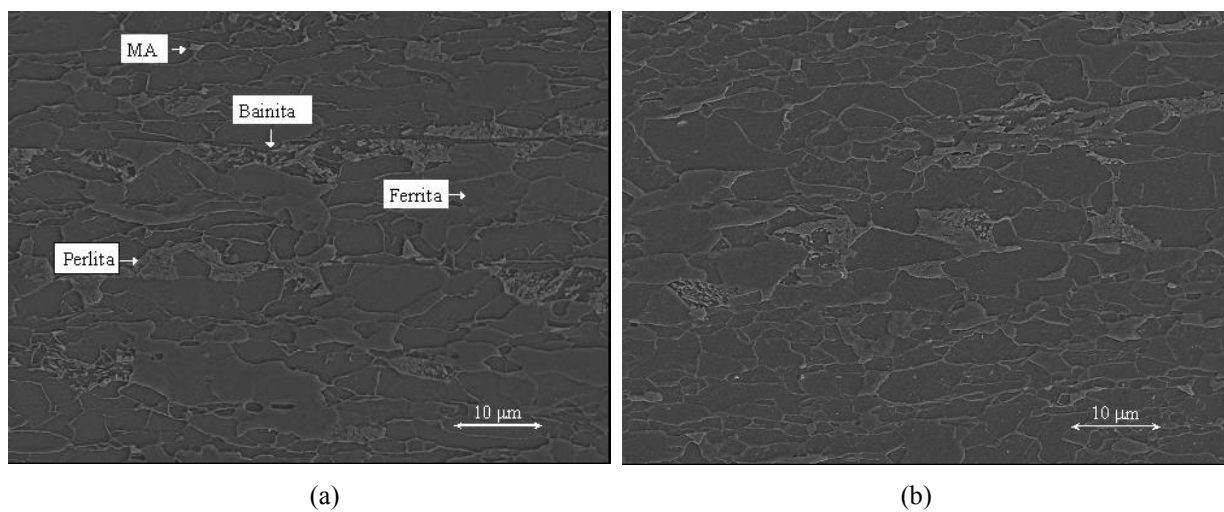
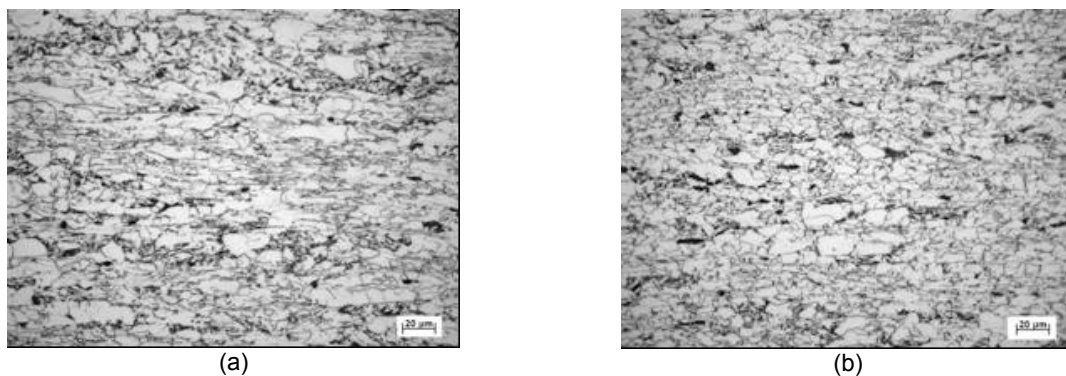


Figura 4 - Fotomicrografias obtidas no MEV de chapas de 15,75 mm (a) e de 19,05 mm (b). Ataque: nital 4%. ¼ da espessura.

Nas Figuras 5 e 6 são ilustrados os aspectos microestruturais, no ½ da espessura, das amostras nas quatro condições de grau de deformação das chapas de 15,75 e 19,05 mm de espessura, respectivamente.



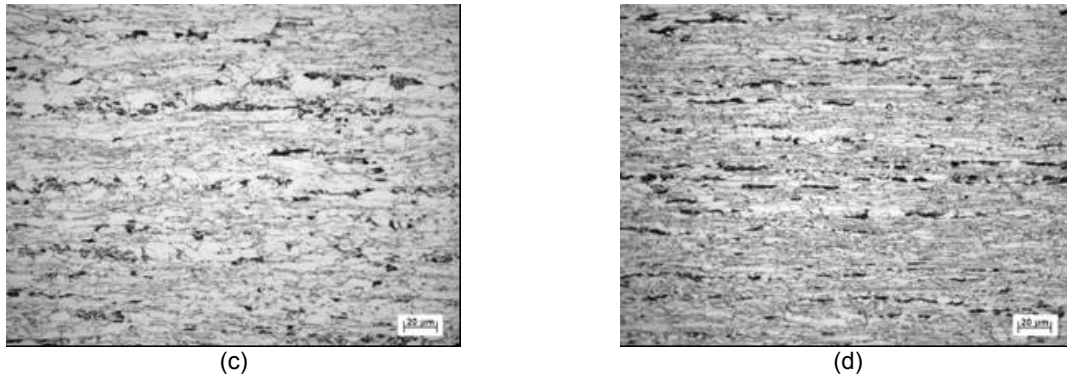


Figura 5 - Microestrutura da chapa de X80 de 15,75 mm com espessura de patamar de: 60 mm (a), 70 mm (b), 80 mm (c) e 90 mm (d). MO. Ataque: nital 4%.

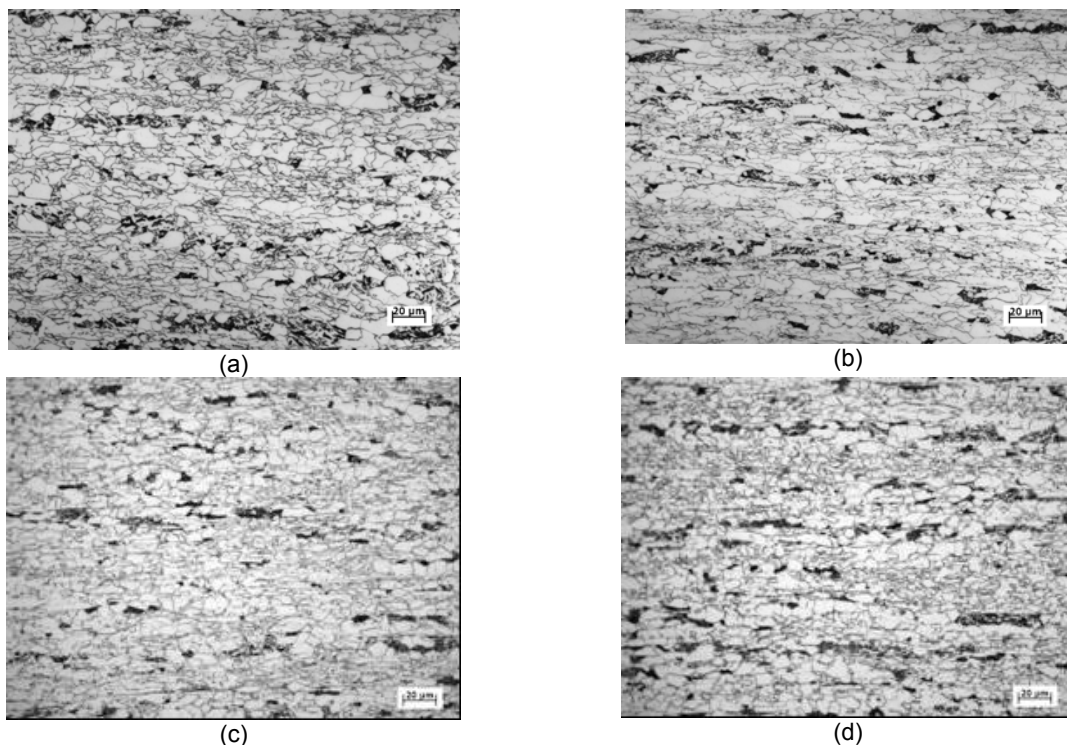


Figura 6 - Microestrutura da chapa de X80 de 19,05 mm com espessura de patamar de: 70 mm (a), 80 mm (b), 90 mm (c) e 100 mm (d). MO. Ataque: nital 4%.

4 CONCLUSÕES

O aumento do grau de deformação na fase de acabamento da laminação controlada, na faixa estudada, não influenciou significativamente as propriedades mecânicas de tração do aço API 5L-X80.

Os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy das chapas de 15,75 mm foram pouco influenciados pelo grau de deformação. Entretanto, observou-se que o aumento do grau de deformação nas chapas de 19,05 mm conduziu à uma redução da energia absorvida. Em contrapartida, observou-se que os melhores resultados do percentual de fratura dúctil nos corpos-de-prova de ensaios de impacto Charpy e DWTT, nas duas espessuras de chapa, foram obtidos com os maiores graus de deformação praticados na fase de acabamento. Esse comportamento pode ser explicado pela maior formação de separações ou delaminações nas situações onde se utilizou um maior grau de deformação na região bifásica.

Uma comparação direta entre as chapas de 15,75 e 19,05 mm de espessura mostrou valores mais elevados de LE, LR e tenacidade nas chapas de 15,75 mm. Isso pode ser explicado pela maior redução de espessura placa/chapa e pela maior taxa de resfriamento das chapas de 15,75 mm, que conduzem, dessa maneira, à uma microestrutura mais refinada.

REFERÊNCIAS

- 1 KOJIMA, S. S.; ROZA, J. E. Desenvolvimento de Tubos API 5L X80 pelo Processo UOE, Utilizando Soldagem SAW. In: RIO OIL & GAS EXPO AND CONFERENCE 2004, Rio de Janeiro, 2004. p. 1-6.
- 2 KOJIMA, S.S.; ROZA, J. E. Application of High Strength Steels API 5L X80. In: IAS Rolling Conference, 15, 2004, San Nicolas, 2004. 9 p.
- 3 HILLENBRAND, H. G.; HECKMANN, C. J.; NIEDERHOFF, K. A. X80 Line Pipe for Large-Diameter High Strength Pipelines. In: APIA 2002 ANNUAL CONFERENCE X80 PIPELINE WORKSHOP, Hobart, 2002. 15 p.
- 4 TANAKA, T. Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE MICROALLOYING, Pittsburgh, 1995. p. 165-181.
- 5 GRAY, J. M.; PONTREMOLI, M. Metallurgical Options for API Grade X70 and X80 Linepipe. In: INTERNATIONAL CONFERENCE PIPE TECHNOLOGY, Rome, 1987. p. 171-199.
- 6 SAMPAIO, M. A. C. A. Estudo das Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X80 Produzido através do Processo da Laminação Controlada. Belo Horizonte, 2007. Dissertação de Mestrado em Metalurgia - Universidade Federal de Minas Gerais.
- 7 TANAKA, T. Controlled Rolling of Steel Plate and Strip. INTERNATIONAL METAL REVIEWS, n.4, 1981. p. 185-212.
- 8 TANAKA, T.; TABATA, N.; HATOMURA, T.; SHIGA, C. Three Stages of the Controlled-Rolling Process in Microalloying. Washington, 1975. p. 88-99.
- 9 RODRIGUES, P. C.; COTA, A. B.; SANTOS, D. B. Evolução Microestrutural de um Aço Bainítico Submetido a Laminação Controlada Seguida de Resfriamento Acelerado. In: Congresso Anual da ABM, 55, 2000, Rio de Janeiro. São Paulo: ABM, 2000. v. único. p. 2083-2092.
- 10 COTA, A.B.; RODRIGUES, P. C. M.; BARBOSA, R. A. N. M.; SANTOS, D. B. Influência da Deformação na Região de não Recristalização da Austenita sobre a Transformação em Resfriamento Contínuo em um Aço Bainítico de Baixo Carbono. Disponível: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0370-44672005000200010. Acesso em 21 dez. 2006.
- 11 ZHENG, L.; GAO, S. Production and Application of High Strength and High Toughness Pipeline Steel with Acicular Ferrite. In: HSLA Steel 2005 and ISUGS 2005 . Products and Applications of HSLA Steels. Beijing, 2005. p. 692-697.