

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO API X70 PRODUZIDOS ATRAVÉS DE LAMINAÇÃO CONTROLADA ¹

Ronald Lesley Plaut ²
Antônio Augusto Gorni ³
Júlio Toshio Nakashima ⁴
Maurício Martins Pereira ⁵
José Herbert Dolabela da Silveira ⁶

Resumo

A redução de espessura da parede do tubo sem prejuízo de sua resistência mecânica tem como benefício a redução em peso da estrutura. O advento da laminação controlada permitiu reduzir o carbono equivalente do aço sem afetar suas características mecânicas, uma vez que o efeito dos elementos de liga é substituído por condições específicas de reaquecimento e um controle rígido das temperaturas durante a conformação a quente. Estas condições visam o refino da microestrutura austenítica, o qual é transferido para a estrutura ferrítica resultante. Assim se consegue aumentar simultaneamente o limite e escoamento e a tenacidade do aço. O presente trabalho visa determinar correlações entre as propriedades mecânicas do aço API X70 e o grau de deformação aplicado na fase de acabamento da laminação controlada.

Palavras-chave: Laminação controlada; Tubos API X70; Propriedades mecânicas; Espessura de espera.

STUDY ABOUT THE MECHANICAL PROPERTIES OF API X70 STEEL PLATE MANUFACTURED BY CONTROLLED ROLLING PROCESS

Abstract

The reduction of wall pipe thickness without loss of mechanical strength has as benefit the weight reduction of the structure. The advent of the controlled rolling allowed the reduction of carbon equivalent of the steel without affecting its mechanical characteristics, as the effect of alloy elements is replaced by specific conditions of slab reheating and temperature evolution during plate rolling. The present work shows the correlations between mechanical properties of API 5L-X70 steel plates and the strain degree applied during the finishing stage of controlled rolling.

Key words: Controlled rolling; API X70 pipes; Mechanical properties; Intermediate thickness.

¹ Contribuição técnica ao 45º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 21 a 24 de outubro de 2008, Ipojuca - Porto de Galinhas - PE

² Professor Associado, Ph.D. – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

³ Sócio da ABM, Engenheiro de Materiais, M.Eng., Dr.Eng. Analista da Operação da Gerência de Suporte Técnico da Laminação a Quente da COSIPA.

⁴ Sócio da ABM, Engenheiro Metalurgista – Analista da Operação da Gerência de Suporte Técnico da Laminação a Quente da COSIPA.

⁵ Sócio da ABM, Engenheiro Metalurgista, M.B.A.– Analista da Operação da Gerência de Suporte Técnico da Laminação a Quente da COSIPA.

⁶ Sócio da ABM, Engenheiro Metalurgista, M.Eng., M.B.A, – Gerente de Suporte Técnico da Laminação a Quente da COSIPA.

1 INTRODUÇÃO

Já faz algumas décadas que a laminação controlada de aços microligados é praticada industrialmente com grande sucesso. Este tratamento termomecânico basicamente toma partido da supressão da recristalização da austenita entre os passes de deformação a quente que ocorre sob temperaturas relativamente baixas. Esse fenômeno metalúrgico diminui significativamente o tamanho de grão da austenita e aumenta seu grau de encruamento, dando origem após sua transformação a uma microestrutura ferrítica final igualmente refinada, elevando sobremaneira a tenacidade do produto final.⁽¹⁾

A deformação é aplicada em três regiões de temperatura:

I) Região de altas temperaturas – onde a austenita deformada se recristaliza a cada passe, promovendo refino de grão por ciclos sucessivos de deformação e recristalização;

II) Região de temperaturas intermediárias – onde a austenita é deformada sem que ocorra recristalização entre passes, dessa forma o material apresenta um encruamento que se acumula a cada passe, promovendo maior número de sítios disponíveis para a nucleação da ferrita.

III) Região de temperaturas abaixo da A_{r3} – onde existe uma mistura de austenita e ferrita. Aqui a ferrita sofre encruamento, levando a um aumento da resistência do material. A austenita, por outro lado, sofre um encruamento adicional, aumentando ainda mais o número de sítios para nucleação de ferrita de grão ainda mais fino que na região II.

A temperatura de não recristalização (T_{nr}), separa a região I da região II e a temperatura de início de transformação austenita/ferrita (A_{r3}) separa a região II da região III. A determinação destas temperaturas é fundamental para se projetar um esquema de laminação controlada.⁽²⁾ A Figura 1, ilustra esquematicamente as três regiões mencionadas na laminação controlada de aços microligados.⁽³⁾

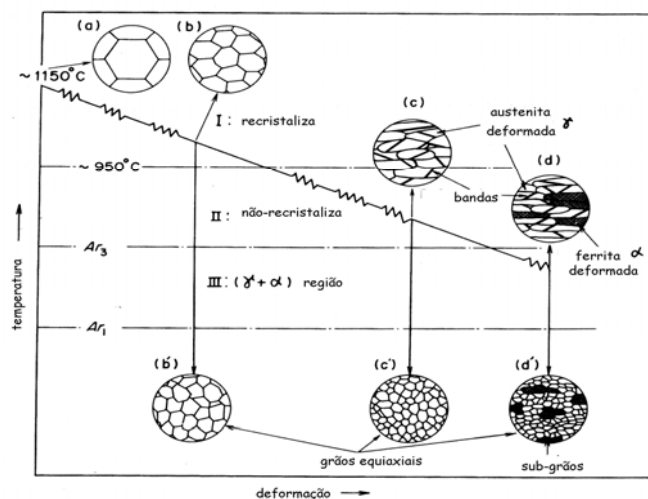


Figura 1 – Etapas da laminação controlada com as respectivas mudanças microestruturais.⁽³⁾

1.1 Temperatura de Solubilidade de Carbonitretos (T_{sol})

Os precipitados são compostos importantes na laminação controlada. Eles controlam o crescimento de grão da austenita no reaquecimento da placa e evitam o crescimento excessivo de grãos recristalizados na região de desbaste. Os precipitados finos que se formam após deformação da austenita na região do

desbaste podem retardar ou mesmo suprimir a ocorrência de recristalização da austenita a baixas temperaturas na região de não-recristalização. Finalmente a ocorrência de precipitados finos na transformação da austenita para ferrita aumentam a resistência do material a temperatura ambiente.

Para que o potencial de precipitação dos elementos microligantes seja aproveitado plenamente é importante que eles se encontrem totalmente solubilizados antes de se iniciar o processo de laminação.

A solubilidade de um composto na austenita pode ser expressa na forma geral de seu produto de solubilidade, dado pela equação (1).

$$\text{Log } \{(M), (I)^x\} = A + B/T_{\text{sol}} \quad (1)$$

Onde, (M) e (I) são as porcentagens em peso dos elementos metálicos (Nb, Ti, V) e dos elementos intersticiais (C, N ou uma combinação equivalente de intersticiais como C + ((12/14) N). A variável expressa à relação atômica entre (I) e (M) no composto precipitado. Em geral “x” varia entre 1 e 0,87, sendo que A e B são constantes que correspondem à entropia e à entalpia de formação do composto. R é a constante universal dos gases e T a temperatura absoluta na qual o material se encontra.

1.2 Temperatura de Não Recristalização (T_{nr})

O principal fenômeno que restringe a recristalização entre passes da austenita nos aços microligados é a ocorrência de precipitação de carbonitretos de elementos de liga que paralisa a migração dos contornos da recristalização. Admite-se que T_{nr} (ou $T_{95\%}$) seja a temperatura onde a precipitação desses carbonitretos passe a afetar a cinética de recristalização, por convenção, quando o tempo necessário para que ocorra recristalização de 95% do material coincide com o requerido para que ocorra 5% de precipitação.⁽⁴⁾

A equação (2) deduzida por Boratto, Barbosa e Santos,⁽²⁾ determina a T_{nr} a partir de resultados obtidos por ensaios de torção a quente com passes múltiplos:

$$T_{nr} = 887 + 464(\%C) + 6645(\%Nb) - 644(\%Nb)^{0.5} + 732(\%V) - 230(\%V)^{0.5} + 890(\%Ti) + 363(\%Al) - 357(\%Si) \quad (2)$$

Esta expressão foi obtida por uma regressão linear múltipla para uma população de 47 aços microligados diferentes. Os teores da composição química para os quais a equação é válida são: 0,04% < C < 0,17%; Nb < 0,05%; V < 0,12%; Ti < 0,06%; Al < 0,05% e Si < 0,5%.

Um teste de validade desta equação na laminação a quente pode ser visto na Figura 2. Os dados de carga do laminador foram convertidos em tensão equivalente média (MFS – Mean Flow Stress) usando o modelo de Sims.⁽⁵⁾ Pode-se distinguir claramente duas retas de inclinação diferentes. A intersecção destas retas corresponde à T_{nr} para o aço microligado em questão.

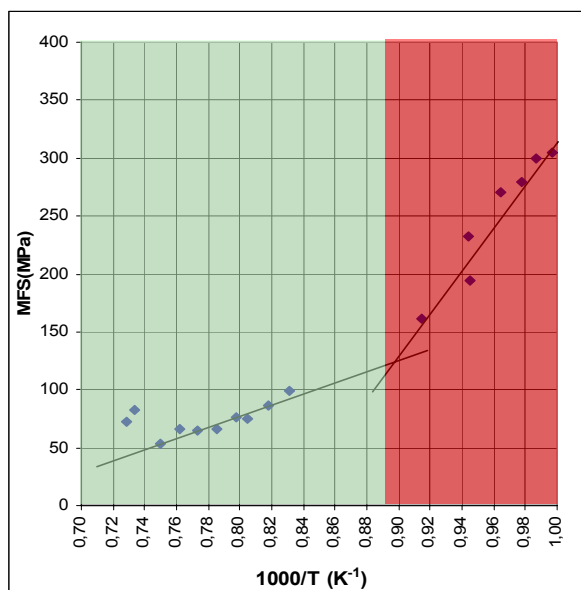


Figura 2 – Tensão equivalente média (MFS) com a temperatura absoluta dos passes de laminação para um API X70 processado no laminador de chapas grossas da Cosipa.

1.3 Temperatura de Transformação Austenita – Ferrita (Ar_3)

O tamanho de grão da ferrita no final do processo da laminação controlada é uma função da taxa de nucleação e de crescimento da ferrita na austenita e também da composição química do material. O decréscimo de Ar_3 diminui a taxa de crescimento da ferrita na austenita. Se a taxa de nucleação não for alterada, tem-se então um decréscimo do tamanho de grão ferrítico final.

O cálculo da Ar_3 pode ser feito como função da composição química utilizando a equação (3), desenvolvida por Ouchi.⁽⁶⁾

$$Ar_3 = 910 - 310*(\%C) - 80*(\%Mn) - 20*(\%Cu) - 15*(\%Cr) - 55*(\%Ni) - 80*(\%Mo) + 0,35*(t - 8) \quad (3)$$

Onde t é a espessura da chapa laminada em milímetros, para t variando de 8 a 30 mm.

1.4 Mecanismos de Endurecimento

As propriedades mecânicas dos aços microligados são resultantes da interação entre os diferentes mecanismos de endurecimento envolvidos. De forma geral podem ser resumidos em:

- a) Endurecimento por solução sólida;
- b) Endurecimento por refino de grão;
- c) Endurecimento por precipitação fina;
- d) Endurecimento por encruamento da ferrita.

Este trabalho dará enfoque ao mecanismo de endurecimento por refino de grão, que é o mais efetivo nos aços microligados, pois é favorecido pela não recristalização da austenita durante o processamento termomecânico.⁽⁷⁾ A deformação acumulada na região II do processo de laminação controlada contribui direta-mente para o refino de grão austenítico e conseqüentemente para o refino de grão ferrítico, após transformação de fase.

O refino de grão também é favorecido pela precipitação de carbonitreto durante o processamento termomecânico. A precipitação de carbonitreto na austenita sugere que não ocorra recristalização na região III do processamento termomecânico, cujo efeito contribui favoravelmente ao refino da ferrita.⁽⁸⁾

2 MATERIAL E MÉTODO

O trabalho experimental foi desenvolvido a partir de duas corridas (total de 20 placas) do aço ao NbTiV para tubos API X70 PSL02, as quais foram processadas no Laminador de Chapas Grossas da Cosipa até a dimensão final de 14,30 x 2.290 x 40.000 mm.

O processo termomecânico se inicia com o envio das placas reaquecidas ao laminador, sendo desbastadas até uma espessura intermediária, também conhecida como espessura de espera. Nesta fase as reduções aplicadas são as mais elevadas possíveis com o objetivo de “quebrar” a estrutura austenítica grosseira formada durante o reaquecimento através de recristalizações sucessivas.

Em seguida interrompe-se a laminação por alguns minutos para que o material esfrie até uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura de não recristalização (T_{nr}) onde se inicia a fase de acabamento, com parte das deformações ocorrendo na região bifásica.

Neste ínterim, o material não pode sofrer deformação. Desse modo, passa a ser possível a laminação conjunta de duas ou mais placas, dentro do esquema conhecido como *laminação em tandem*. Ela se caracteriza pelo aproveitamento do período de espera de um dado esboço para se iniciar e/ou continuar o processamento de outro laminado. Desse modo, a cadeira de laminação não fica ociosa durante os períodos de espera, aumentando significativamente sua produtividade.⁽⁹⁾

Foram testados quatro valores de deformação aplicada na fase de acabamento (52%, 73%, 83%, e 88%), sendo quatro placas processadas para cada caso. Note-se que a redução total placa:chapa foi a mesma para todos os casos. Ou seja, um aumento na deformação aplicada no acabamento sempre implicou numa correspondente diminuição na redução aplicada durante a fase de esboçamento. A amostragem das chapas foi feita de acordo com o esquema mostrado na figura 3. Os corpos de prova foram retirados entre as chapas 01/02, no meio da largura, de cada esboço laminado, descartando-se assim a influência das “pontas frias do esboço”, onde reconhecidamente há diferença de propriedades mecânicas.

Foram solicitados os ensaios mecânicos e metalográficos de acordo com a norma API 5L:

- 1) Teste de Tração
- 2) Impacto Charpy a -60, -40, -20, 0 e 25 °C
- 3) *Drop Weight Tearing Test* a -60, -40, -20, 0 e 25 °C
- 4) Metalografia para determinação dos constituintes microestruturais e determinação do tamanho de grão ferrítico;

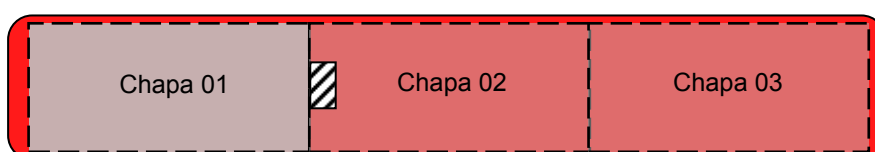


Figura 3 – Posição da amostra em relação ao esboço.

3 DISCUSSÃO

A temperatura de não-recristalização (821°C) e de início de transformação ferrítica (769°C) foram calculadas previamente através das equações de Boratto e Ouchi, respectivamente, com o objetivo de orientar a definição dos parâmetros do tratamento termomecânico.

Para se confirmar essas temperaturas teóricas foram levantados gráficos da Tensão Média de Fluxo (“MFS”) versus o inverso da temperatura absoluta, determinados a partir dos parâmetros reais da laminação. A tabela 1 mostra as temperaturas T_{nr} e Ar_3 obtidas para as quatro condições testadas e o erro percentual em relação às previstas pela teoria.

Tabela 1: Comparativo entre os valores de T_{nr} e Ar_3 calculados e os obtidos a partir do gráfico MFS x $1/T$.

Redução no Acabamento (%)	T_{nr} (°C)	Ar_3 (°C)
52	844	774
73	863	780
83	863	785
88	876	782
Média	861	780
Erro (%)	~ 4,5	~ 1,5

A partir dessa tabela pode-se constatar que o aumento da deformação na fase de acabamento da laminação controlada aumentou a temperatura de não-recristalização. Uma das possíveis explicações para esse fato seria a menor precipitação dinâmica de NbCN durante o esboçamento, já que a redução na espessura aplicada durante essa etapa do processo seria menor. Isso contribuiria para aumentar a quantidade de Nb solúvel na austenita durante a fase de espera, intensificando o efeito retardador desse elemento sobre a recristalização. A elevação de Ar_3 que também foi observada com o aumento da deformação aplicada durante o acabamento também poderia ser explicada pela redução da deformação aplicada durante o esboçamento, o que levaria a um aumento no tamanho de grão no esboço durante a fase de espera. Isso é coerente do ponto de vista metalúrgico, já que um grão mais grosseiro proporciona maior temperabilidade ao aço, reduzindo sua temperatura Ar_3 .

4 RESULTADOS

4.1 Limite de Escoamento/Resistência, Alongamento e Razão Elástica

A Tabela 2 mostra os resultados de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e razão elástica obtidos a partir dos ensaios de tração das amostras laminadas sob diferentes graus de deformação no acabamento.

Tabela 2: Resultados de propriedades mecânicas.

Def Acab (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%)	RE
52	557±9	642±8	35±2	87±1
73	576±15	646±18	34±3	89±1
83	551±14	623±14	33±3	88±1
88	558±8	620±8	34±3	90±1

Como pode ser observado, não foi observada variação significativa dos resultados de limite de escoamento com a modificação na deformação aplicada durante o acabamento. Por outro lado, percebe-se uma queda média de 20 MPa no limite de resistência com o aumento da redução aplicada durante a fase de acabamento. Tal fato pode ser explicado pelo aumento do gradiente de temperatura entre superfície e centro do esboço que ocorre com o aumento da espessura de espera, pois para acelerar esta fase são utilizados passes de descarepação sobre o esboço. O limite de escoamento relativamente inalterado e o declínio do limite de resistência levou a um ligeiro aumento da razão elástica, que passou de 87% para 90%. Já o alongamento praticamente não se alterou com o grau de deformação no acabamento, permanecendo em torno de 34%.

Os resultados da Tabela 3 mostraram que o aumento do grau de deformação na fase de acabamento conduziu a um aumento da energia absorvida pelas chapas durante os ensaios de impacto Charpy. Ou seja, o material se mostrou mais tenaz a medida que a espessura de espera aumentou.

Tabela 3: Resultados dos ensaios de impacto Charpy.

Temperatura (°C)	Energia Absorvida (J) x Deformação no Acabamento (%)			
	52	73	83	88
-60	41	116	110	146
-40	33	129	164	194
-20	161	185	187	203
0	144	162	191	240
25	185	194	218	284

Tabela 4: Percentual de fratura dúctil nos ensaios de impacto Charpy em função da temperatura do ensaio e da deformação aplicada durante o acabamento.

Temperatura (°C)	Grau de Deformação no Acabamento (%)			
	52	73	83	88
-60	24	100	100	100
-40	21	100	100	100
-20	100	100	100	100
0	100	100	100	100
25	100	100	100	100

Tabela 5: Percentual de fratura dúctil nos ensaios de impacto DWTT em função da temperatura e dos graus de deformação no acabamento.

Temperatura (°C)	Grau de Deformação no Acabamento (%)			
	52	73	83	88
-60	10	57	30	12
-40	60	100	80	35
-20	100	100	100	100
0	100	100	100	100
20	100	100	100	100

Comparando os resultados de área de fratura dúctil obtidos nos ensaios de impacto Charpy e DWTT, os quais se encontram mostrados nas Tabelas 4 e 5, pode-se observar que os melhores resultados foram obtidos quando se aplicou 73% de deformação durante a fase de acabamento. Pode-se creditar esse comportamento ao melhor refino de grão na fase de acabamento sem a influência deletéria de um

grau de deformação no acabamento insuficiente (52%) ou do gradiente de temperatura presente quando se aplica altas deformações na fase de acabamento (83% e 88%).

As superfícies de fraturas dos corpos de prova, mostradas nas Figuras de 4 a 7, apresentaram regiões contendo "separações" próximas à região central da chapa, com aspecto semelhante ao verificado na literatura,⁽¹⁰⁻¹³⁾ principalmente para ensaios efetuados sob temperaturas abaixo de -40°C e para reduções no acabamento acima de 83%.

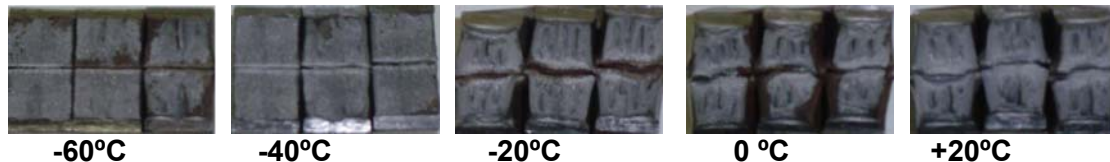


Figura 4 – Aspecto das fraturas nos ensaios de impacto Charpy realizados em diferentes temperaturas em amostras extraídas de chapas submetidas a 52% de deformação na fase de acabamento.

Tais separações são defeitos orientados paralelamente à superfície de fratura da chapa laminada, os quais exercem profunda influência sobre as propriedades de resistência ao impacto. Já se conhece a influência da composição química do aço, assim como da quantidade de deformação aplicada e da temperatura de laminação, sobre a ocorrência de separações. Inclusões não-metálicas paralelas à direção de laminação comportam-se como sítios de iniciação de separações devido à interface inclusão/matriz ser fraca, uma vez que possuem resistência e dureza diferentes. A propagação das separações ocorre nos contornos de grão, através de planos cristalográficos preferenciais ou em áreas de segregação. As regiões de separação apresentam fratura por clivagem, enquanto que as regiões ao redor dela apresentam fratura dúctil, semelhantes ao observado na literatura.^(11,14,15) Neste caso o corpo de prova de impacto pode ser considerado como uma composição de vários corpos de prova diminutos, separados por planos de clivagem. Isto leva à configuração de uma trinca divisória que diminui a energia do patamar.^(11,12)

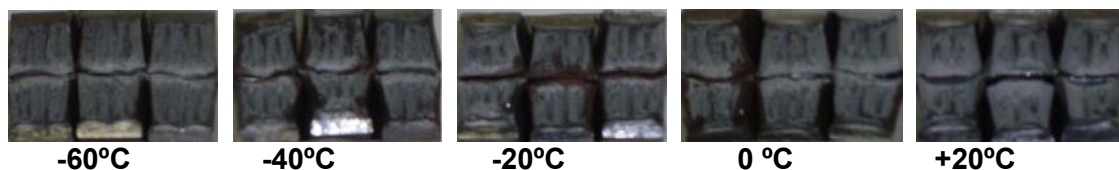


Figura 5 – Aspecto das fraturas nos ensaios de impacto Charpy realizados em amostras extraídas de chapas submetidas a 73% de deformação na fase de acabamento sob diferentes temperaturas.

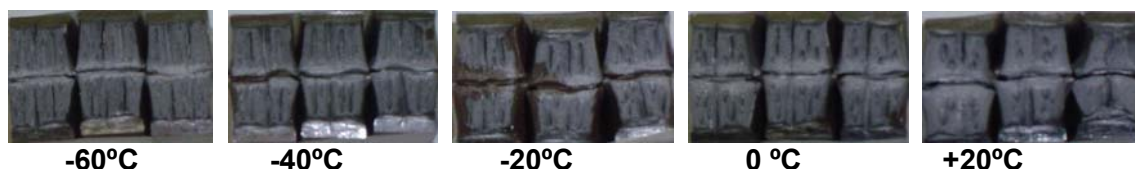


Figura 6 – Aspecto das fraturas nos ensaios de impacto Charpy realizados em amostras extraídas de chapas submetidas a 83% de deformação na fase de acabamento sob diferentes temperaturas.

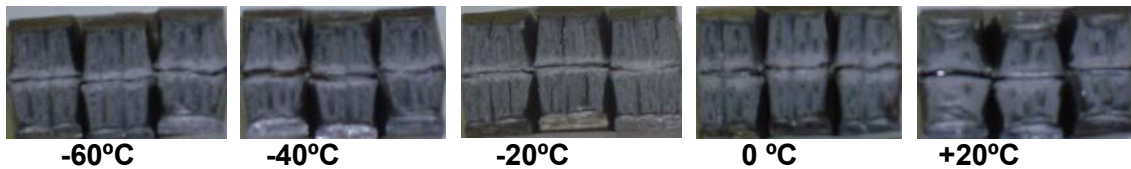


Figura 7 – Aspecto das fraturas nos ensaios de impacto Charpy realizados em amostras extraídas de chapas submetidas a 88% de deformação na fase de acabamento sob diferentes temperaturas.

Observou-se estrutura predominantemente ferrítica–perlítica nas chapas laminadas, conforme mostra a Figura 8, com bandeamento mais intenso à medida que se aumentou o grau de deformação aplicado durante a fase de acabamento.

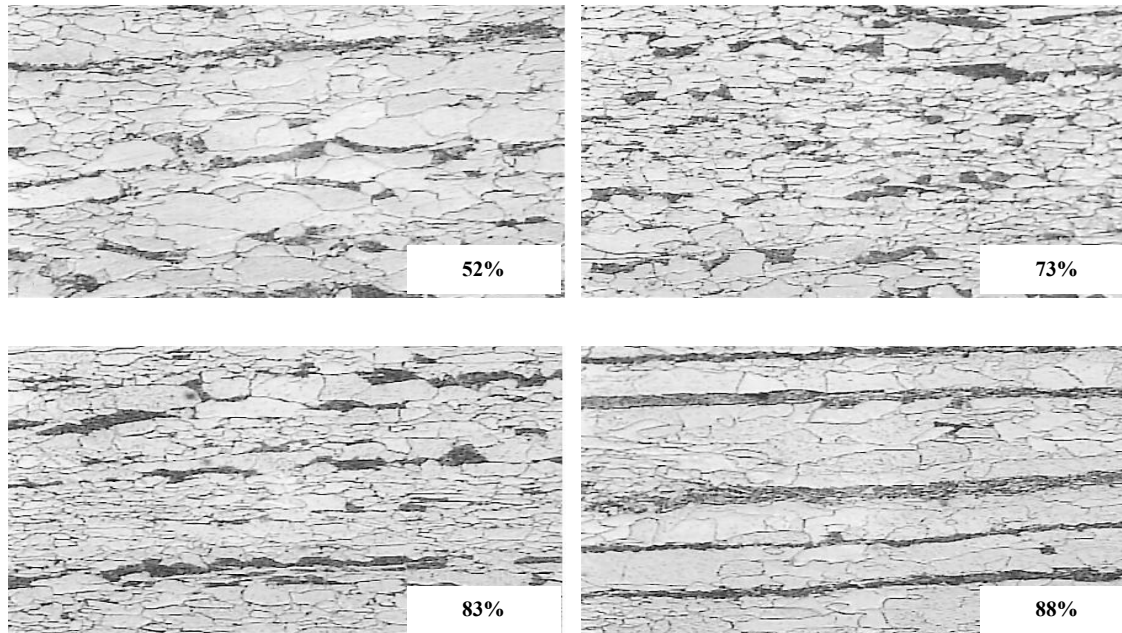


Figura 8 – Microestrutura observada na metade da espessura das chapas laminadas com redução na fase de acabamento de 52%, 73%, 83% e 88%. Ataque de Nital 2%, aumento de 350X.

O tamanho de grão ferrítico foi determinado pelo método de comparação da norma ASTM E112. O resultado obtido está mostrado na tabela 6, a qual mostra que, quanto maior foi a deformação da fase de acabamento, menor foi o tamanho de grão obtido, confirmando que o aumento da taxa de redução aplicada abaixo da temperatura de não-recristalização promove refino microestrutural.

Tabela 6: Tamanho de grão ferrítico obtido.

Def Acab (%)	TG ASTM	TG (μm)
52	10	3,8
73	11	3,3
83	12	2,5
88	12	2,4

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados neste trabalho pode-se chegar às seguintes conclusões referentes à laminação controlada de chapas grossas grau API X70 com espessura 14,30 mm usando-se aço microligado ao NbTiV:

1. Foi obedecido o padrão convencional de uma laminação controlada (TMCP), ou seja, desbaste a altas temperaturas e acabamento abaixo da T_{nr} , para os materiais aqui estudados, tendo sido aplicadas deformações durante a fase de acabamento de 52%, 73%, 83% e 88% a fim de se verificar seu efeito na microestrutura e propriedades mecânicas do produto.
2. Ocorreu um erro de 4,5% entre as temperaturas de não-recristalização obtidas pelo cálculo da MFS em relação às temperaturas teóricas calculadas com base na composição química, em virtude do tempo de espera de até 5 minutos entre as fases de desbaste e acabamento;
3. Ocorreu um erro desprezível de 1,5% entre as temperaturas A_{r3} obtidas pelo cálculo da MFS em relação às temperaturas teóricas calculadas com base na composição química;
4. O limite de escoamento não foi afetado significativamente, pois a variação média não superou 5 MPa para todos os valores de deformação aplicada no acabamento. Entretanto, este fato contribuiu para um aumento considerável da razão elástica, uma vez que esta é o quociente do limite de resistência pelo limite de escoamento;
5. Houve um decréscimo de 20 MPa do limite de resistência para deformações na fase de acabamento acima de 73%. Acredita-se que isso pode ser atribuído à ocorrência de significativo gradiente de temperatura, não mensurado, entre superfície e centro do esboço;
6. Houve um ganho de 83% na energia absorvida no teste de impacto realizado a temperatura de -40°C , quando a deformação na fase de acabamento aumentou de 52% para 88%.
7. Houve uma redução de $1,4\ \mu\text{m}$ no tamanho médio de grão quando a deformação na fase de acabamento aumentou de 52% para 88%;
8. Para deformações no acabamento acima de 73% observou-se o surgimento de bandejamento mais acentuado de perlita e ferrita, o qual resulta do maior grau de deformação aplicado sob baixa temperatura, já na região intercrítica.

Agradecimentos

Ao pessoal do Laboratório Central e Centro de Testes Mecânicos da COSIPA, em especial a Vanessa Pala Branco Rodrigues, Carlos Augusto Saraiva e Benedito Dias Chivites, pela inestimável colaboração na parte operacional deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 GORNI, A. A.; Cálculo da Temperatura de Não Recristalização para Aços Microligados em função da interação entre a Precipitação e Recristalização da Austenita. Publicado na REM – Revista Escola de Minas, 52:1, p. 21-25, Janeiro à Março de 1999.
- 2 BORATTO, F. J. M.; BARBOSA, R. A. N. M.; SANTOS, D. B.; Fundamentos da Laminação Controlada, Apostila Fundação Christiano Ottoni, Belo Horizonte, 1989.
- 3 TANAKA, T; Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel. International Conference Microalloying, p.165-181, Warrendale, Pittsburgh, 1995.
- 4 DUTTA, B. & SELLARS, C.M. Materials Science and Technology, 1987.

- 5 DIAS, P. C. Estudo das Propriedades Mecânicas dos Aços API X70 na Laminação Controlada. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica pela Universidade Federal de Minas Gerais, Cap. 3.2 e 3.3, 2002;
- 6 OUCHI, C.; The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of Gamma-Alpha Transformation After Hot Rolling. Transactions of the ISIJ, p.214-222, Tokio, March 1982.
- 7 DEARDO, A. J., "Metallurgical Basis for Thermomechanical Processing of Microalloyed Steels", Ironmaking and Steelmaking, vol. 28, n.2, p. 138-144, 2001.
- 8 GALLEGO, J. e KESTENBACH, H. J.; Estudo Quantitativo dos Mecanismos de Endurecimento em Aços Comerciais Microligados com Vanádio, Revista Matéria, v.10, n.3, pp.381 – 391, 2005.
- 9 GORNI, A. A.; REIS, J. S. S.; e Outros. Efeito da Alteração na Espessura de Espera durante a Laminação Controlada sobre os Parâmetros Microestruturais de Chapas Grossas Navais. XL Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Pedro, 1995; Disponível em <http://www.gorni.eng.br/Gorni_CongABM_Ago1995.pdf>. Acesso em março de 2008
- 10 TAMURA, I. e outros. Thermomechanical Processing of High Strength Low-Alloy Steels. Butterworths, Cap.5.3, p.110-114, London, 1988.
- 11 RATNAPULI, R.C.; KATO, H. Efeito de separações nas propriedades de impacto de aços C-Mn-Nb processados por laminação controlada. Metalurgia ABM, va2, n.344, p445-450, São Paulo, Julho, 1986.
- 12 HUNG, C.C. Mechanism of anisotropic lamellar fractures. Metallurgical Transaction A, vol.9A, p.509-514, Warrendale, Abril, 1978.
- 13 BOURELL, D.L.; SHERBY, O.D. Texture induced cleavage delamination of warm-rolled low carbon steel. Metallurgical and Materials Transactions, v.14A, n.12, p.2563-2566, Warrendale, Dezembro, 1983.
- 14 CUDDY, L.J. e RALEY, J.C. Austenite Grain Coarsening in Microalloyed Steels, Metallurgical Transactions, Vol.14, p.1989-1995, Boston, 1983.
- 15 BRANCO V. P. V. Análise Crítica do Setor de Refrigeração de Chapas laminadas a quente do aço LN28. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2004.