

# EFEITO DA QUEDA DE TEMPERATURA NAS BORDAS SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS EM TIRAS DE AÇOS LAMINADOS A QUENTE E ENDURECIDOS POR REFINO DE GRÃO<sup>1</sup>

Carlos Fernando Chagas<sup>2</sup>  
Ricardo Pinheiro Domingues<sup>3</sup>  
Kleiner Marques Marra<sup>4</sup>

## Resumo

A laminação de tiras a quente deve resultar em uma microestrutura refinada, equiaxial e homogênea, com propriedades mecânicas uniformes ao longo da largura da tira. Uma demanda que sobrevém na produção de tiras de aço com espessuras finas é a diferença de temperatura, de até 60°C, do meio da largura em relação as bordas dessas tiras, desenvolvendo-se, nessa região, uma granulação heterogênea devida ao fato de a laminação, nos passes finais, ocorrer abaixo da temperatura crítica ou, até mesmo, na fase ferrítica. Avaliou-se a influência desta condição de laminação para um aço C-Mn, sem elementos de liga, endurecido por refino de grão, com espessura de 2,15 mm, utilizado intensivamente na fabricação de rodas de veículos. Uma granulação heterogênea foi observada nas bordas das tiras, regiões que apresentaram menor resistência mecânica, maior anisotropia e menor capacidade de deformação, propriedades resultantes do maior tamanho de grão e da forte textura cristalográfica, orientada segundo o eixo de laminação.

**Palavras-chave:** Aços para rodas; Granulação heterogênea; Laminação de tiras a quente.

## EFFECT OF EDGE TEMPERATURE DROP ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF HOT-ROLLED AND GRAIN-REFINED HARDENED STEEL STRIPS

### Abstract

The hot-rolled steel-strip process should result in a refined, equiaxial, and homogeneous microstructure, in order to guarantee not only the required strength level, but also a uniformity level throughout the width of the whole strip. In the hot thin-strip rolling process, a temperature drop of up to 60°C occurs from the strip middle to its edge. This drop represents a problem in hardened thin steel strips used in vehicle wheels, because their edges have been rolled in the two-phase region, or even in the ferritic phase field, in the last finishing passes. The influence of this rolling condition has been evaluated for a non-alloyed C-Mn steel strip, of 2.15 mm thickness. Heterogeneous grain size was observed in the strip edge regions, which presented a decrease in mechanical strength and an increase in ductility, as compared with values encountered at the middle of the strip. A large difference in crystallographic texture was also verified between these two positions on the strip.

**Key words:** Steel wheels; Heterogeneous microstructure; Hot strip rolling process.

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

<sup>2</sup> Membro da ABM, M.Sc., CQE/ASQ, Gerência Técnica da Laminação a Quente da Usiminas, Ipatinga, MG.

<sup>3</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, D.Sc., Professor Adjunto da Escola de Minas da UFOP - Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Ouro Preto, MG.

<sup>4</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, Dr., Gerência de Marketing da Usiminas, Belo Horizonte, MG

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços C-Mn acalmados ao alumínio, isentos de adições propositais de elementos de liga e endurecidos por refino de grão, são aplicados intensivamente na fabricação de rodas na indústria automotiva. Esses materiais, com resistência mecânica na faixa de 300 MPa a 350 MPa,<sup>(1)</sup> são produzidos como laminados a quente com a temperatura de acabamento acima, mas muito próxima, da temperatura de transformação  $Ar_3$ , onde se verifica o início da transformação da fase  $\gamma$  (austenita) para a fase  $\alpha$  (ferrita). Tal estratégia de laminação visa exatamente produzir uma microestrutura final refinada, constituída de ferrita com ilhas de perlita, com o grão ferrítico atingindo tamanhos na faixa de 6  $\mu\text{m}$  a 8  $\mu\text{m}$ .

Nas rodas de automóveis e outros veículos similares, esses aços são utilizados normalmente em espessuras nominais na faixa de 2,15 mm a 4,0 mm.

Segundo Zambrano,<sup>(2)</sup> este tipo de material não exibe textura cristalográfica pronunciada, em razão de seu processamento ter ocorrido na fase austenítica. Esta condição resulta, por isso, em isotropia de propriedades mecânicas e de conformabilidade em relação ao plano e à direção de laminação das tiras.

As rodas de aço são, basicamente, compostas de duas peças: o aro e o disco, conforme mostrado na Figura 1.



Figura 1. Aro e disco em uma roda.<sup>(3)</sup>

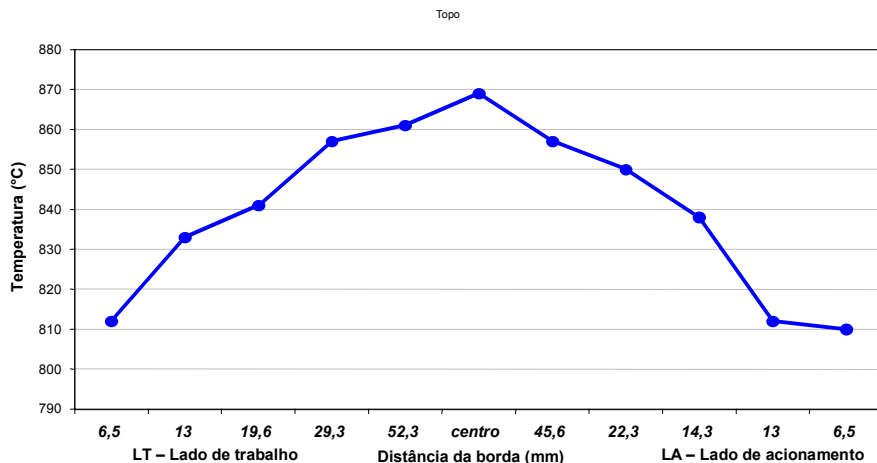
Nos aços endurecidos por refino de grão, destinados à fabricação de rodas, obtêm-se valores mais elevados de resistência mecânica pelo controle do fenômeno de recristalização, durante a produção das tiras de aço. Durante a laminação a quente, especialmente nos últimos passes, ocorrem altas taxas de deformação e a temperatura da tira é ajustada para ficar o mais próximo possível de  $Ar_3$ . Devido a este controle, há expressiva taxa de nucleação de novos grãos austeníticos a partir dos grãos deformados e baixa tendência de crescimento de grão, após a recristalização. Este é o mecanismo de endurecimento por refino de grão, matematicamente expresso pela relação de Hall-Petch,<sup>(4)</sup> equação 1, onde  $d$  é o diâmetro médio do grão,  $k$  e  $\sigma_i$  são constantes e  $\sigma_y$  é o limite de escoamento do aço:

$$\sigma_y = \sigma_i + k \cdot d^{-1/2} \quad (\text{eq. 1})$$

Porém, para os aços com refino de grão podem aparecer variações microestruturais e, conseqüentemente, alterações nas propriedades mecânicas ao longo da largura das tiras, pelo fato de ocorrer, na tira laminada a quente, uma queda natural de temperatura do meio para as bordas. Isto acontece em razão da existência deste

gradiente térmico, que pode fazer com que as bordas sejam laminadas abaixo de  $Ar_3$ , ou seja, na região intercrítica ou mesmo na fase ferrítica. Assim, podem ocorrer variações no comportamento mecânico ao longo da largura das tiras, por ocasião da utilização do aço pelos usuários (fabricantes de rodas).

A título de exemplo, a Figura 2 mostra o perfil de temperaturas de uma tira de 2,15 mm de espessura ao sair de um trem de laminação na linha de tiras a quente. É apresentado o perfil correspondente ao início do comprimento da tira (topo). Observa-se que as bordas estão mais frias do que o meio da largura, podendo a diferença atingir valores de até 60°C. Evidentemente, à medida que diminui a espessura de acabamento, maior tende a ser essa diferença de temperatura.



**Figura 2.** Perfil de temperatura ao longo da largura de uma tira de um aço C-Mn, com espessura de 2,15 mm, no topo da tira. A medição foi realizada na saída do trem de laminação.

Neste estudo, procurou-se avaliar o efeito da variação de temperatura, ao longo da largura, sobre as propriedades mecânicas das tiras laminadas a quente no trem contínuo de laminação, para um aço endurecido por refino de grão e destinado à fabricação de rodas de veículos automotores.

## 2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material empregado neste estudo é um aço C-Mn, não microligado, com teor de carbono em torno de 0,10%, acalmado ao alumínio e endurecido por refino de grão. Para a caracterização microestrutural do aço, foram realizadas observações num microscópio óptico Zeiss, modelo AX10, e num microscópio eletrônico de varredura Cambridge (SEM-S360). O tamanho de grão foi medido num analisador de imagens, pelo método dos interceptos descrito na norma ASTM E 112.<sup>(5)</sup>

Foram também avaliadas as propriedades mecânicas em ensaios de tração: limites de escoamento (LE) e resistência (LR), alongamento (Al), coeficiente de resistência (K), expoente de encruamento (n) e o parâmetro de Lankford (R). Os ensaios de tração seguiram a norma ASTM A 370<sup>(6)</sup> (*Sheet Type*), com os corpos de prova de mesma espessura das tiras e comprimento útil de 50 mm.

Foi ainda avaliada a textura cristalográfica através de figuras de fibra, retirados de gráficos de FDOC (função distribuição de orientação cristalina). Também foi avaliada e comparada a intensidade das componentes de textura contidas nas fibra alfa e gama,<sup>(7,8)</sup> por serem típicas de aços ferríticos deformados.

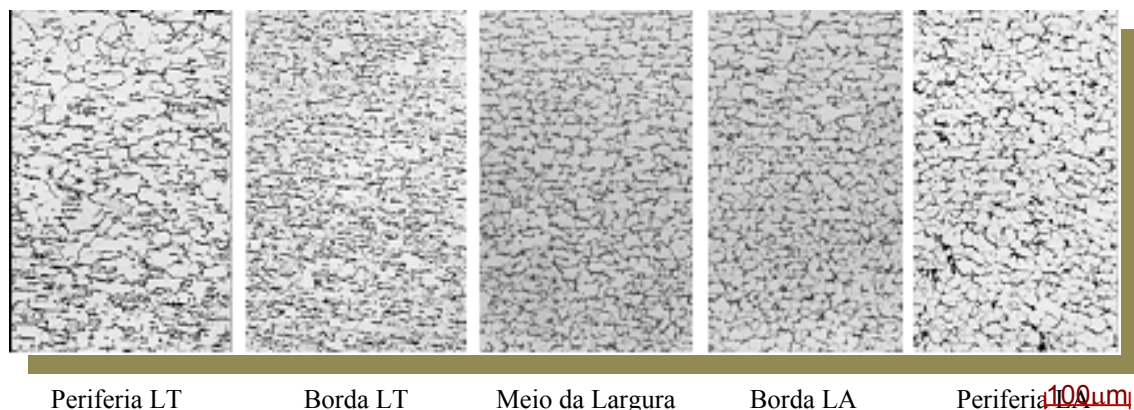
A fibra alfa descreve todas as orientações com a direção  $\langle 110 \rangle$  paralela ao eixo de laminação. Nessa fibra estão duas componentes que são formadas intensamente

em aços ferríticos deformados e não recristalizados,  $\{112\}\langle 110\rangle$  e  $\{111\}\langle 110\rangle$ . Já a fibra gama representa as orientações que possuem o plano  $\{111\}$  contido no plano de laminação. Essa fibra é intensa em aços com boas características de estampagem.<sup>(9,10)</sup>

Para efeito de se determinar as temperaturas críticas de transformação deste aço, foi empregado o ensaio de torção a quente e aplicado o método de Boratto.<sup>(11)</sup> As dimensões dos corpos-de-prova cilíndricos de torção empregados nos ensaios foram: 9,5 mm (diâmetro) e 6,0 mm (comprimento útil).

### 3 RESULTADOS OBTIDOS

A microestrutura de uma amostra retirada a 500 mm do topo de uma tira laminada a quente mostrou-se, ao longo da largura da tira, constituída essencialmente de ferrita com ilhas de perlita. No entanto, na borda referente ao “lado de trabalho - LT”, numa extensão de 38 mm, e também na outra borda - “lado de acionamento - LA”, numa amplitude de 44 mm, constatou-se que ocorreu a geração de microestrutura heterogênea e mista, como ilustra a Figura 3. No meio da largura a microestrutura mostrou-se refinada, equiaxial e homogênea. Na Tabela 1, apresenta-se o tamanho médio de grão em cinco posições diferentes ao longo da largura da tira.



**Figura 3.** Microestrutura ao longo da largura, no topo da tira. Ataque: Nital (4%). Mesma ampliação para as cinco micrografias.

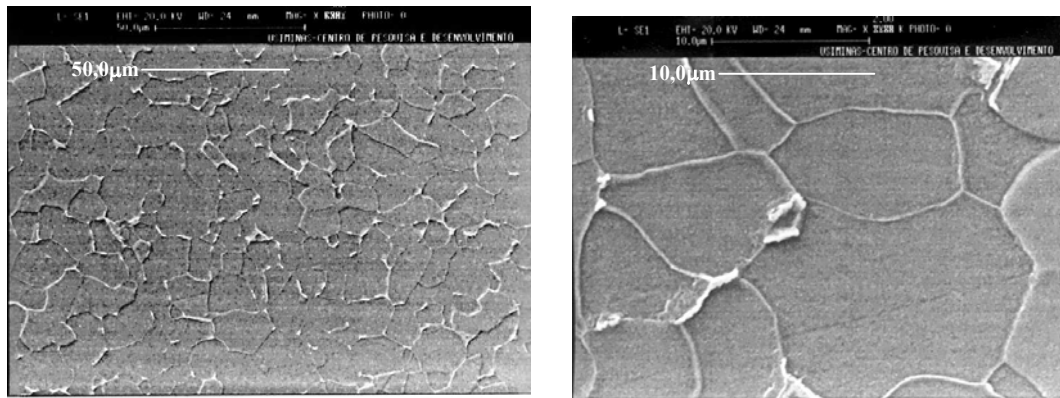
A variação microestrutural observada permite inferir que nas bordas o material foi laminado numa condição de menor temperatura, ou seja, ocorreu laminação na região intercrítica, e no meio da largura, que equivale à maior parte da tira, houve laminação na fase austenítica (condição de maior temperatura).

A extensão da microestrutura heterogênea nas bordas das tiras laminadas foi muito estreita, não superior a 50 mm, ou seja, insuficiente para retiradas de corpos-de-prova para a caracterização do aço. Então, para efeito de estudo avaliativo, foram retiradas amostras do topo das tiras processadas industrialmente sob duas diferentes condições de temperatura: (i) baixa temperatura de acabamento (820°C, doravante denominada TB) e (ii) alta temperatura de acabamento (860°C, doravante denominada TA). Empregou-se a mesma temperatura de bobinamento para ambas as amostras. Para se estudar o efeito dos dois tipos de microestrutura nas propriedades mecânicas, amostras das duas condições foram retiradas no meio da largura das tiras.

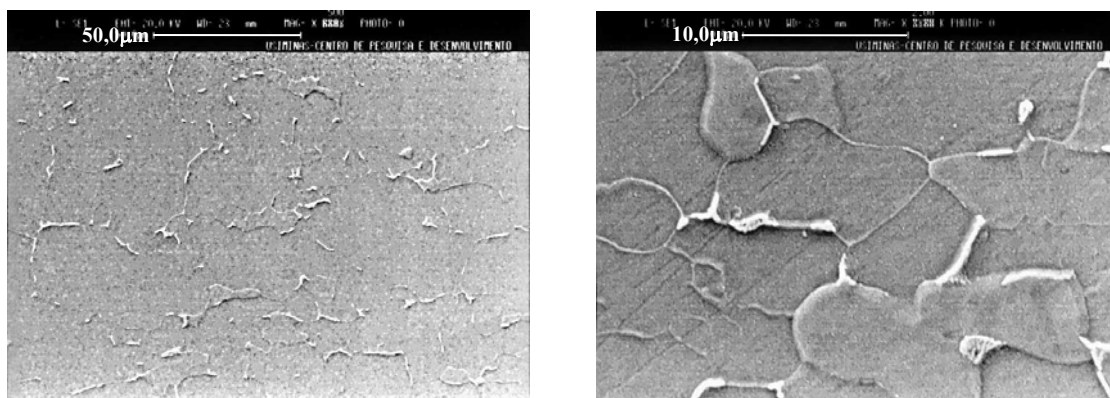
**Tabela 1.** Tamanho de grão ferrítico ao longo da largura da tira (avaliado na direção longitudinal de laminação).

Posição da amostra	Tamanho médio de grão ( $\mu\text{m}$ )
Borda - LT	mista
$\frac{1}{4}$ da largura	$7,9 \pm 1,2$
Meio da Largura	$7,6 \pm 1,3$
$\frac{1}{4}$ da largura	$7,6 \pm 1,1$
Borda - LA	mista

As microestruturas das condições TB e TA são apresentadas nas Figuras 4 e 5. Observaram-se diferenças notáveis entre elas: além da heterogeneidade, observou-se um maior tamanho de grão da microestrutura da amostra processada sob condição TB, comparativamente à da outra amostra, TA. Isto pode ser explicado pela atuação do mecanismo de recristalização por SIBM (*strain induced boundary movement*  $\equiv$  movimentação de contornos de grãos induzidos por deformação)<sup>(12)</sup>, em razão do material ter sido deformado na região intercrítica.

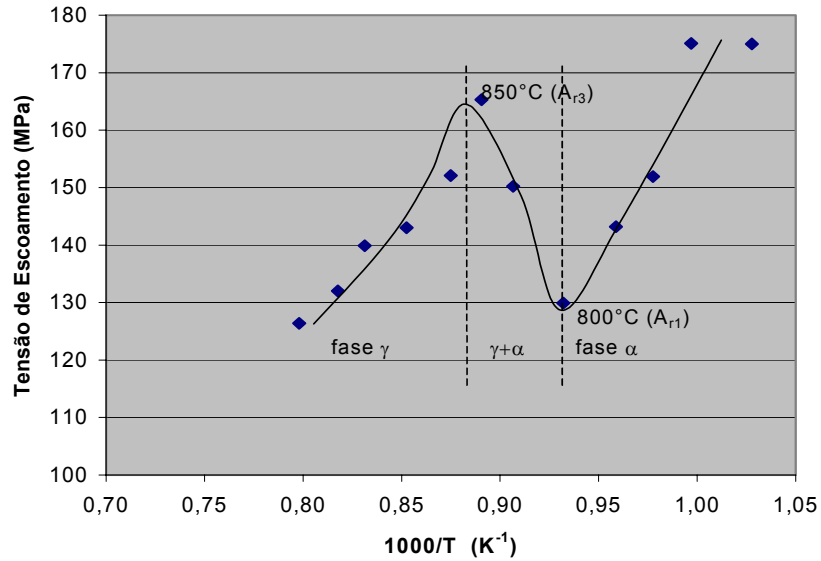


**Figura 4.** Microestrutura da tira processada sob condição de baixa temperatura de acabamento: TB. Ataque: Nital (4%).



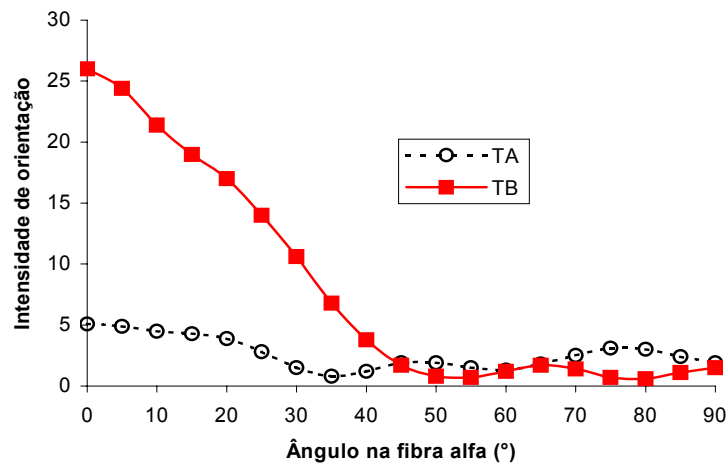
**Figura 5.** Microestrutura da tira processada sob condição de alta temperatura de acabamento: TA. Ataque: Nital (4%).

O ensaio de torção indicou que as temperaturas de transformação do aço sob estudo são, respectivamente,  $Ar_3=850^\circ\text{C}$  e  $Ar_1=800^\circ\text{C}$ , conforme indica a figura 6. Com isto, pode-se comprovar que a tira TA foi acabada na região austenítica (condição de alta temperatura) e a TB foi acabada na região intercrítica.



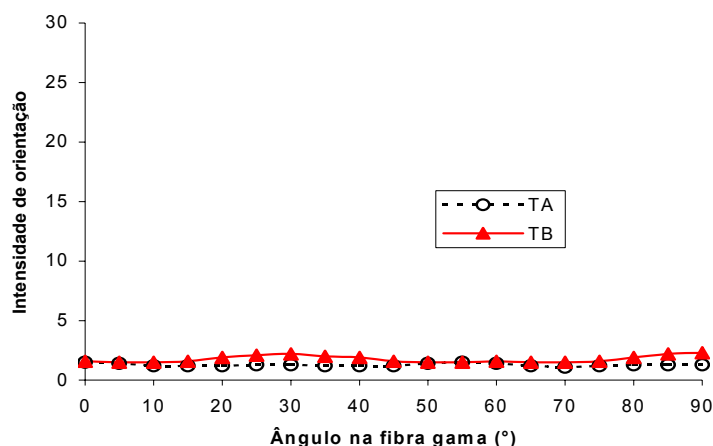
**Figura 6.** Variação da tensão de escoamento média com a temperatura, em ensaio de compressão.

Com relação à textura cristalográfica, medida pela fibra alfa e fibra gama, percebe-se pelas Figuras 7 e 8 que a tira TA praticamente não desenvolveu textura cristalográfica significativa após laminação e bobinamento. Isto pode ser constatado pela baixa incidência das componentes das duas fibras (alfa e gama). No entanto, a tira TB mostrou forte ocorrência na componente  $\{100\}\langle 011 \rangle$  e nas suas vizinhanças. Este tipo de textura é característico da laminação na fase ferrítica, com recristalização e crescimento de grão via SIBM. As Figuras 7 e 8 representam a Intensidade das fibras alfa e gama, avaliadas em  $\varphi_2 = 45^\circ$ .



**Figura 7.** Figuras de fibra alfa das duas tiras avaliadas. Tira laminada sob alta temperatura de acabamento: TA. Tira laminada sob baixa temperatura de acabamento: TB.





**Figura 8.** Figuras de fibra gama das duas tiras avaliadas. Tira laminada sob alta temperatura de acabamento: TA. Tira laminada sob baixa temperatura de acabamento: TB.

As propriedades mecânicas derivadas do ensaio de tração, como limite de escoamento (LE); limite de resistência (LR); alongamento percentual (AL); expoente de encruamento (n); coeficiente de resistência (K) e coeficiente de Lankford (R), estão mostradas na Tabela 2, segundo três direções: (i) longitudinal, (ii) a 45° do eixo de laminação e (iii) transversal. Os resultados são relativos à média de três valores individuais.

**Tabela 2.** Propriedades mecânicas derivadas do ensaio de tração.

Tira	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	n	K (MPa)	R
TA	Longitudinal	284 ± 4,5	395 ± 1,5	34,6 ± 1,1	0,160 ± 0,004	621 ± 2,6	0,425 ± 0,02
	45°	306 ± 2,5	399 ± 1,7	35,9 ± 1,4	0,171 ± 0,005	641 ± 2,5	0,858 ± 0,03
	Transversal	334 ± 2,1	425 ± 0,5	32,4 ± 4,8	0,149 ± 0,001	655 ± 2,1	0,615 ± 0,04
TB	Longitudinal	216 ± 18,3	305 ± 8,5	37,8 ± 1,9	0,186 ± 0,019	502 ± 4,1	0,193 ± 0,01
	45°	216 ± 7,5	309 ± 1,0	37,9 ± 2,2	0,206 ± 0,004	526 ± 5,7	1,071 ± 0,03
	Transversal	232 ± 2,5	333 ± 0,6	36,4 ± 0,9	0,193 ± 0,003	555 ± 2,6	0,461 ± 0,01

Se analisados os valores de LE, LR e K, percebe-se que a tira TA mostrou-se mais resistente mecanicamente. Isto está coerente com a granulação mais fina que este material apresentou em relação à amostra da tira TB .

Já a tira TB, que exibiu granulação mais grosseira, apresentou os parâmetros de resistência (LE, LR e K) mais baixos e maior alongamento. Assim, conclui-se que a granulação fina provocou o aumento do limite de escoamento e do limite de resistência, e a granulação grosseira reduziu a resistência e aumentou a ductilidade. Com relação ao expoente de encruamento n, a tira TB mostrou maiores valores. Uma possível explicação seria o maior teor de alumínio deste material. Com isto, em razão da maior quantidade de precipitados finos de AlN, este aço teria maior facilidade de encruamento.

O coeficiente de Lankford permite calcular o coeficiente de anisotropia planar ( $\Delta R$ ) e o coeficiente de anisotropia normal médio ( $R_m$ ). O primeiro coeficiente dá uma idéia de como o material se comporta isotropicamente na conformação, prevendo possibilidade de enrugamento de deformação. Para uma boa isotropia, sem enrugamento,  $\Delta R$  deve se situar bem próximo de zero. Já o coeficiente  $R_m$  indica, para valores altos (bem acima de 1,0), boa capacidade de estiramento/estampagem, com o material tendo boa capacidade de conformação sem ruptura. Para aços

carbono totalmente laminados na fase austenítica tem-se, caracteristicamente,  $\Delta R$  muito próximo de zero e  $R_m$  próximo de 1,0.<sup>(7,13)</sup>

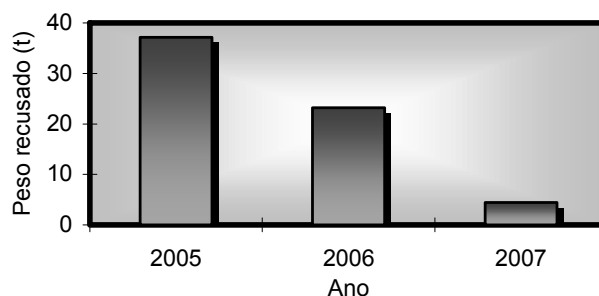
A Tabela 3 apresenta os valores calculados para  $\Delta R$  e  $R_m$ . Nota-se, pelos resultados, que as duas condições de processamento apresentaram  $R_m$  próximos entre si, não muito longe de 1,0. Entretanto, esse bom desempenho alcançado não pode ser considerado excelente para processos de conformação envolvendo estiramento e/ou estampagem, devido à baixa incidência de componentes da fibra gama.<sup>(7)</sup> Conforme mostra a figura 8, que contabiliza a incidência da fibra gama, quanto for maior a incidência de grãos orientados segundo o plano {111} paralelo ao plano de laminação, maior é o parâmetro  $R_m$ , ou seja, maior a capacidade de estiramento/estampagem de um aço.

Com relação à anisotropia planar, a tira TB apresentou pior resultado, com  $\Delta R$  maior em módulo. Isto se deu em razão de sua textura cristalográfica forte em componentes da fibra alfa. Os valores diferentes de  $\Delta R$  obtidos para as duas condições de processamento indicam que tanto nas bordas quanto no meio das tiras a anisotropia das propriedades de conformação mecânica é alta. O valor negativo significa um maior valor de R na direção de 45° do eixo de laminação.

**Tabela 3.** Coeficientes  $\Delta R$  e  $R_m$  para as tiras avaliadas.

Tira	$\Delta R$	$R_m$
TA	-0,338	0,689
TB	-0,74	0,699

Sabendo-se que a formação de granulação heterogênea é um fenômeno explicado pela queda de temperatura nas regiões próximas às bordas do material e, por essa razão, essas regiões são laminadas em temperaturas de acabamento abaixo da temperatura crítica  $Ar_3$ , foi realizada, adicionalmente, uma análise da influência dos parâmetros de processo de produção que pudessem reduzir a incidência de recusas por esse tipo de ocorrência. Dessa forma, foram avaliados parâmetros de controle de processo, tais como: espessura de esboço, velocidade final de laminação associada com a redução na última cadeira do trem acabador e temperatura de bobinamento. A alteração desses parâmetros e suas combinações, viabilizaram o aumento de produção de tiras com espessuras finas para a fabricação de rodas com baixo índice de recusa por heterogeneidades, conforme mostra a Figura 9.



**Figura 9.** Redução da tonelagem recusada por heterogeneidades



## 4 CONCLUSÕES

Na amostra laminada na região intercrítica, representando as bordas das tiras, verificou-se uma menor resistência mecânica, devido à granulação heterogênea. Isto foi associado ao mecanismo de recristalização por SIBM (movimentação de contornos de grãos induzidos por deformação).

Na amostra laminada sob a condição de alta temperatura, representando o meio da tira, verificou-se uma maior resistência mecânica, devido ao fato de ela apresentar uma granulação refinada.

A amostra laminada sob condição de alta temperatura praticamente não desenvolveu textura cristalográfica significativa, fato constatado pela baixa incidência das componentes das fibras texturais alfa e gama. Entretanto, a amostra laminada na região intercrítica mostrou forte textura cristalográfica com a mesma orientação do eixo de laminação.

Pela experiência adquirida na produção dos aços de espessuras finas sem elemento de liga e endurecidos por refino de grão, os seguintes fatores - e suas combinações - levam a um aumento da probabilidade de ocorrência de microestrutura heterogênea na região das bordas: a) Menor espessura de esboço; b) Menor velocidade de laminação do trem acabador; c) Menor redução na última cadeia do trem acabador e d) Maior temperatura de bobinamento.

## REFERÊNCIAS

- 1 LANG, C. e HEIDELAU, T. - Steels for Passenger\_Car Wheel Fabrication - Le Revue de Metalurgie, Mai, 1989, p.: 439-446.
- 2 ZAMBRANO, P. C., et alli - Microstructural Analysis of Hot-rolled, Low-carbon Steel Strips - Materials Characterization, No 47, 2001, p.: 275-282.
- 3 LUCCIONI, H. - Solutions Acier pour l'allegement dans L'industrie des Roudes - Le Revue de Metalurgie, October 2002, p.: 852-859.
- 4 GLADMAN, T. - The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels - The Institute of Materials, London (UK), 1997, 363p.
- 5 ASTM – E 112 – STANDARD TEST METHODS FOR DETERMINING AVERAGE GRAIN SIZE - - 2004 – 26p.
- 6 ASTM – A 370 – STANDARD TEST METHODS AND DEFINITIONS FOR MECHANICAL TESTING OF STEEL PRODUCTS - 2007 – 47p.
- 7 RAY, R. K., JONAS, J. J. & HOOK, R. E. - Cold Rolling and Annealing Textures in low Carbon and Extra Low Carbon Steels - International Materials Reviews, april 1994, p.:129-172.
- 8 BUNGE, H. J. - The Basic Concepts of Texture Investigation in Polycrystalline Materials - Steel Research, V. 62, N° 12, 1991, p.530-541.
- 9 HONEYCOMBE, R. W. K. – Steels (Microstructure and Properties) - Edward Arnold Ltd, C. 1-4, London (UK), 1<sup>st</sup> ed., 1981, p.1-75.
- 10 LESLIE, W.C. e RAUCH, G. C. - Precipitation of Carbides in Low-Carbon Fe-Al-C Alloys - Metallurgical Transactions A, V. 9A, 1978, p.343-348.
- 11 BORATTO, F.; BARBOSA, R.; YUE, S.; JONAS, J. J. – Efeito da Composição Química nas Temperaturas Críticas para Laminação de Aços Microligados – 43 Congresso da ABM, Belo Horizonte (Brasil), 1988, V 4, p.: 183-196.
- 12 PADILHA, A. F. & SICILIANBO JR, F. – Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura – ABM, São Paulo, 1996, 158p.
- 13 KLEIN, L. N. - Conformação na Prensa – Fascículo de Informação Técnica Produzido pela Usiminas, Brasil, 1982, 53p.