

ANÁLISE CRÍTICA DO SETOR DE RESFRIAMENTO DE CHAPAS LAMINADAS A QUENTE DO AÇO GRAU LN28 – PARTE II: ANÁLISE DA LAMINAÇÃO A QUENTE ¹

Vanessa Pala Vieira Branco ²
Ronald Lesley Plaut ³

Resumo

Baseado em dados industriais e empregando equações disponíveis na literatura, analisa-se a laminação a quente de chapas do aço usado para o atendimento do grau LN28 da norma NBR 6655 com o objetivo de estimar a temperatura de não-recristalização (T_{nr}), os tamanhos de grãos austenítico e ferrítico, a temperatura de início de transformação (Ar_3) e a fração de fase transformada. A fim de analisar o comportamento dos cristais ao longo da espessura do aço na forma de chapa laminada a quente, foram feitas análises de textura por difração de Raios X (DRX) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

Palavras-chave: Laminação a quente; Temperatura de não-recristalização; Temperatura de início de transformação; Textura.

CRITICAL ANALYSIS OF THE COOLING SECTOR OF HOT ROLLED LN28 GRADE LOW CARBON STEEL STRIPS – PART II: ANALYSIS OF HOT STRIP MILL

Abstract

Using industrial data and employing equations available in the technical literature, hot strip rolling of steel to comply with the LN28 grade of NBR 6655 specification has been analyzed in order to estimate the T_{nr} (non recrystallization temperature), austenitic and ferritic grain sizes, the Ar_3 temperature and the fractions transformed. In order to analyze the crystal distribution along the hot strip thickness, texture analysis has been carried out using X-ray diffraction and EBSD techniques.

Key words: Hot strip rolling; Non recrystallization temperature; Transformation start temperature; Texture.

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 Engenheira de Materiais, M.Sc., Analista de Produto da Gerência de Controle Integrado de Produto, Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA, Cubatão - SP - Brasil. e-mail: vanessapala@cosipa.com.br.

³ Professor Associado, Ph.D. – EPUSP – São Paulo – SP - Brasil. e-mail: rlplaut@usp.br.

1 INTRODUÇÃO

O material estudado é o aço usado para o atendimento do grau LN28 da norma NBR 6655, de espessuras 4,3 mm e 6,5 mm, cuja aplicação é a fabricação de longarinas, com adição de 0,020% de Nb.

O aço é reaquecido, laminado a quente e resfriado com água. O aspecto de laminação será discutido no presente artigo (parte II) enquanto que o aspecto de resfriamento foi discutido no artigo anterior (parte I⁽¹⁾).

Embora o setor de laminação a quente seja um dos setores que reúna maior sofisticação e complexidade dentro de uma Usina Siderúrgica, as inovações que são exigidas visando atender as sempre crescentes demandas por uma melhor qualidade dos produtos bem como procurar racionalizar o sistema de produção, têm sido cada vez maiores nos últimos 30 anos. Uma maior flexibilidade no sistema de manufatura, visando atender uma gama de produtos cada vez mais ampla, procurando minimizar a variação de composições químicas através dos controles exercidos nas operações de laminação, procurando maximizar a flexibilização na produção e redução de custos, têm sido o centro das atenções.^(2, 3)

Por outro lado, tem-se verificado um enorme progresso na metalurgia física bem como na tecnologia computacional que têm possibilitado a abertura de uma nova era na metalurgia, hoje conhecida por metalurgia computacional.⁽³⁾

Esta, por sua vez, está trazendo grandes avanços e inovações na laminação a quente de chapas grossas (LCG) e de chapas finas (LTQ).

Após o reaquecimento da placa, esta é laminada a quente com uma ampla faixa de possibilidades de processamento, ou melhor, condições de tratamento termomecânico, visando o condicionamento da austenita pelo refinamento de grão e aumento de defeitos cristalinos (aumentando Sv), o que conseqüentemente causa o refinamento do tamanho de grão ferrítico, o qual sabidamente é o único parâmetro que traz simultaneamente melhorais na resistência ao impacto e no limite de escoamento.⁽⁴⁾

Neste sentido, um dos métodos que pode conduzir a um significativo refinamento do grão ferrítico é o de acumular grandes deformações na austenita antes da sua transformação. Esta é a filosofia do processo conhecido por Laminação Controlada Convencional (LCC).⁽⁴⁻⁷⁾ A austenita deformada é efetivamente refinada, no sentido de que há um aumento da área de contornos de grão, incluindo os defeitos intragranulares, transformando-se em grãos ferríticos refinados.⁽⁴⁾ O acúmulo de deformação ocorre quando a austenita é deformada em temperaturas suficientemente baixas que conduzam a precipitação induzida por deformação de carbonetos, nitretos e carbonitretos que inibem a recristalização.^(4,5) A temperatura abaixo da qual ocorre este aspecto é conhecida por T_{nr}, ou seja, temperatura de não-recristalização.

2 RESULTADOS E DISCUSSÕES

2.1 Análise do Esquema de Laminação a Quente

O esquema de laminação foi analisado visando a determinação da T_{nr} na laminação e a previsão da evolução do tamanho de grão na laminação e na transformação de fase.

A temperatura de entrada no laminador (TE) é 1.000°C e a temperatura de saída ou de acabamento (TA) é 880°C (tolerância = +/-30°C).

Nos tempos utilizados industrialmente, uma significativa precipitação induzida por deformação pára efetivamente a recristalização.^(5, 8)

O conhecimento da deformação acumulada no material após cada passe quando a recristalização não ocorre é importante porque determina a força de laminação do passe subsequente e pode também afetar o tamanho de grão ferrítico após a transformação.^(6, 9)

Sabendo que não é possível passar abruptamente de uma região completamente recristalizada para uma região completamente não recristalizada, estudos da cinética de recristalização e precipitação determinaram a zona de transição como sendo limitada por outras duas temperaturas: temperatura limite de recristalização (RLT) que é a passagem da região completamente recristalizada para região parcialmente recristalizada e temperatura final de recristalização (RST) que é a passagem da região parcialmente recristalizada para a região completamente não recristalizada.⁽⁹⁾ Sob condições de resfriamento contínuo, a definição do local da RLT e RST é complicada porque a recristalização atrasa a precipitação em altas temperaturas enquanto a precipitação atrasa a recristalização em baixas temperaturas.^(6, 9, 10)

2.1.1 Temperatura de não-recristalização (T_{nr})

A T_{nr} foi calculada de maneira inversa através dos dados de laminação obtidos industrialmente, utilizando as equações de Sims⁽¹¹⁾ e as equações das cinéticas de recristalização e precipitação.^(8, 12, 13)

Baseado nos valores típicos de laminação, prevendo as temperaturas em cada passe⁽¹⁴⁾ a partir de dados reais de TE e TA e, utilizando as equações disponíveis na literatura,^(11, 14) calculou-se a tensão média de fluxo (MFS)⁽¹⁵⁾ para as duas espessuras. Os resultados obtidos são apresentados nas Tabelas 1 e 2, para as duas espessuras estudadas.⁽¹⁵⁾

Sabendo que a T_{nr} pode ser prevista pela mudança de inclinação na curva da tensão média de fluxo (MFS) *versus* o inverso da temperatura ($1000/T$),^(10, 16) foram levantadas as Figuras 1a e 1b. Estas Figuras indicam $T_{nr} \cong 910^{\circ}\text{C}$ para a espessura 4,3mm e $T_{nr} \cong 890^{\circ}\text{C}$ para a espessura 6,5mm. Portanto, para ambas espessuras, não ocorre recristalização a partir da 3^a cadeira de laminação.

2.1.2 Evolução do tamanho de grão

Sabendo que não ocorrerá recristalização após a 3^a cadeira de laminação, conforme mostrado no item anterior, foi previsto a evolução do tamanho de grão durante a laminação, utilizando as equações do Jonas e Siciliano.^(2, 12, 13)

Foi estimado um tamanho de grão austenítico inicial de 80 μm para a 1^a cadeira, conforme sugerido pela literatura⁽¹⁷⁾ embora estudos indiquem que esse tamanho de grão inicial não afetará significativamente o tamanho de grão austenítico final.⁽¹⁴⁾ Os resultados obtidos são apresentados nas Tabelas 3 e 4, para as duas espessuras estudadas.⁽¹⁵⁾

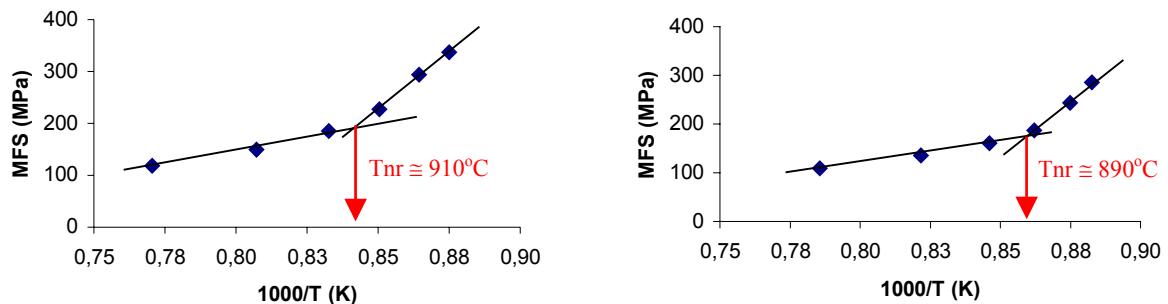
Obtêm-se tamanho de grão austenítico final $\cong 28 \mu\text{m}$ e ferrítico $\cong 6 \mu\text{m}$ (para a espessura 4,3 mm) e tamanho de grão austenítico final $\cong 31 \mu\text{m}$ e ferrítico $\cong 7 \mu\text{m}$ (para a espessura 6,5 mm).

Tabela 1 – MFS da laminação para espessura 4,3 mm ⁽¹⁵⁾

CADEIRA	1	2	3	4	5	6
Força (ton)	1820	1709	1829	1567	1467	1204
velocidade da tira (mpm)	63,5	99,2	148,2	202,8	253,8	298,0
espessura inicial (mm)	30,00	17,55	11,62	7,92	6,03	4,97
espessura final (mm)	17,55	11,62	7,92	6,03	4,97	4,40
redução (%)	41,5	3,38	3,18	23,9	17,6	11,5
Δ espessura (mm)	12,45	5,93	3,69	1,89	1,06	0,57
raio cilindro (mm)	316,28	323,28	330,63	315,90	311,03	328,43
arco de contato (mm)	62,75	43,78	34,93	24,43	18,16	13,68
deformação	0,6166	0,4742	0,4398	0,3135	0,2223	0,1401
n_{rot} (rpm)	31,9542	48,8381	71,3398	102,1733	129,8720	144,4106
taxa deformação (s^{-1})	12,4069	22,9164	36,2268	55,4778	66,6704	70,0675
tempo no arco (s)	0,0497	0,0207	0,0121	0,0057	0,0033	0,0020
T ($^{\circ}C$)	1025	966	928	903	884	870
Q	1,4247	1,5123	1,6378	1,6334	1,5960	1,5125
MFS (MPa)	118,01	149,62	185,34	227,61	293,46	337,28

Tabela 2 – MFS da laminação para espessura 6,5 mm ⁽¹⁵⁾

CADEIRA	1	2	3	4	5	6
Força (ton)	1553	1478	1313	1041	1092	973
velocidade da tira (mpm)	59,0	88,0	119,0	149,5	178,5	209,0
espessura inicial (mm)	30,00	18,75	12,90	9,80	8,17	7,06
espessura final (mm)	18,75	12,90	9,80	8,17	7,06	6,40
redução (%)	37,5	31,2	24,0	16,6	13,6	9,4
Δ espessura (mm)	11,25	5,85	3,10	1,63	1,11	0,66
raio cilindro (mm)	316,28	323,28	330,63	315,90	311,03	328,43
arco de contato (mm)	59,65	43,49	32,01	22,69	18,58	14,72
deformação	0,5405	0,4301	0,3161	0,2092	0,1679	0,1129
n_{rot} (rpm)	29,6897	43,3241	57,2836	75,0682	91,3402	101,2813
taxa deformação (s^{-1})	11,1161	18,4378	25,0838	27,1961	35,4169	39,5934
tempo no arco (s)	0,0486	0,0233	0,0126	0,0077	0,0047	0,0029
T ($^{\circ}C$)	1000	944	909	887	870	860
Q	1,3892	1,4608	1,4829	1,4199	1,4001	1,3391
MFS (MPa)	108,65	134,87	160,33	187,30	243,34	286,09



a) espessura = 4,3 mm

b) espessura = 6,5 mm

Figura 1 – Curvas MFS x 1000/T

Tabela 3 – Previsão da evolução do tamanho de grão para espessura 4,3 mm ⁽¹⁵⁾

CADEIRA	1	2	3	4	5	6
TGA (μm)	80,00	32,31	23,22	18,17	19,55	22,16
tempo ip (s)	5,18	3,32	2,22	1,62	1,30	1,10
tempo ps (s)	513,5527	247,1030	194,3837	230,1054	313,1561	520,9753
ppt	não	não	não	não	não	não
deformação acumulada	0,6166	0,4742	0,4403	0,3246	0,5470	0,6871
deformação crítica	0,3618	0,3832	0,4390	0,4879	0,5624	0,6273
MDRX	sim	sim	sim	não	não	não
deformação 0,5	0,5438	0,5657	0,6280	0,6755	0,7602	0,8412
X dyn	0,1411	0,0178	0,0000	0,0451	0,1295	0,2074
tempo 0,5_{SRX} (s)	0,0898	0,0780	0,0986	0,2297	0,9238	5,0477
tempo 0,5_{MDRX} (s)	4,9623	9,1631	14,5388	21,9990	26,9507	28,0206
X	0,9999	0,9990	0,9746	0	0	0
D_{SRX}	38,88	25,29	20,04	19,55	22,16	27,72
D_{MDRX}	24,28	15,55	11,31	8,88	7,55	6,85
CG D_{SRX}	-	-	-	19,55	22,16	27,72
CG D_{MDRX}	32,32	23,22	18,17	-	-	-
TGF (μm)	-	-	-	-	-	6,00

Esta previsão de tamanho de grão ferrítico final está de acordo com o medido experimentalmente, conforme apresentado na parte I. ⁽¹⁾

Tabela 4 – Previsão da evolução do tamanho de grão para espessura 6,5 mm ⁽¹⁵⁾

CADEIRA	1	2	3	4	5	6
TGA (μm)	80,00	29,23	21,31	16,71	21,72	25,11
tempo ip (s)	5,58	3,74	2,77	2,20	1,84	1,57
tempo ps (s)	413,5569	282,2606	333,0975	517,8203	608,3428	917,2940
ppt	não	não	não	não	não	não
deformação acumulada	0,5405	0,4345	0,3190	0,2704	0,4383	0,5512
deformação crítica	0,3897	0,3920	0,4361	0,4535	0,5561	0,6179
MDRX	sim	sim	sim	não	não	não
deformação 0,5	0,5960	0,5994	0,6575	0,6886	0,8093	0,8856
X dyn	0,0434	0,0028	0,0228	0,0836	0,1473	0,2018
tempo 0,5_{SRX} (s)	0,1898	0,1220	0,2747	0,7391	3,0809	13,7708
tempo 0,5_{MDRX} (s)	4,4486	7,3830	10,0335	10,8657	14,2959	15,5709
X	0,9917	0,9932	0,8064	0	0	0
D_{SRX}	38,26	23,57	21,24	21,72	25,11	31,13
D_{MDRX}	21,96	14,48	11,02	9,47	7,99	7,35
CG D_{SRX}	-	-	-	21,72	25,11	31,13
CG D_{MDRX}	29,23	21,31	16,71	-	-	-
TGF (μm)	-	-	-	-	-	7,00

2.2 Estimativa da Temperatura de Início da Transformação (A_{r3})

A austenita não-recristalizada contém elevada densidade de discordâncias e Nb parcialmente em solução. Esta austenita é transformada numa estrutura de ferrita/perlita e, possivelmente, alguma austenita deformada. O começo desta transformação austenita/ferrita ocorre na temperatura A_{r3} que é controlada pela composição do aço, velocidade de resfriamento, tamanho de grão austenítico, deformação acumulada na austenita não-recristalizada e, no caso dos aços ao Nb, pela presença de Nb em solução na austenita. Dentre as várias equações de estimativa da A_{r3} disponíveis na literatura, destaca-se a equação desenvolvida por Ouchi,⁽¹⁸⁾ acrescentado um fator de correção para o efeito da espessura:

$$A_{r3}=910-(310 \cdot C)-(80 \cdot Mn)-(20 \cdot Cu)-(15 \cdot Cr)-(55 \cdot Ni)-(80 \cdot Mo)+0,35 \cdot (e-8) \quad (1)$$

É importante lembrar que a microestrutura do produto de transformação depende da temperatura no qual é formada e não da taxa de resfriamento (embora a taxa de resfriamento afete esta temperatura).⁽¹⁹⁾

Utilizando a composição química média do aço estudado⁽¹⁵⁾ na Eq. 1, obtêm-se a temperatura de início da transformação austenita (γ) \rightarrow ferrita (α) $\cong 810^\circ\text{C}$.

Sabendo que a temperatura de acabamento de laminação (TA) foi $\cong 880^\circ\text{C}$, podemos dizer que o início da transformação ocorreu após a laminação, no setor de resfriamento.

2.3 Análise da Fração de Fase Transformada

Visando verificar o início e o fim da transformação de fase γ - α , foi analisado a cinética de fração de ferrita transformada com o tempo.

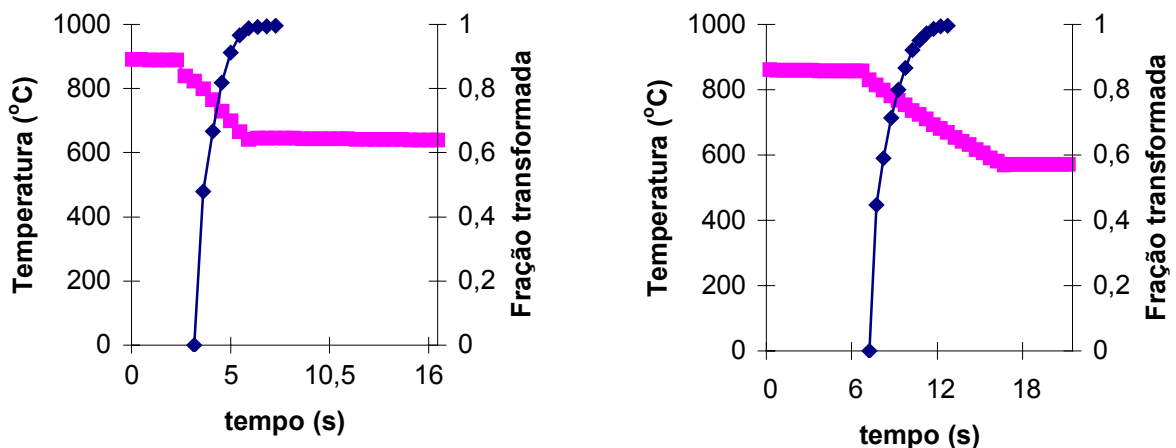
Assumindo as hipóteses de JMAK^(20,21) e que uma nova fase esteja nucleando no contorno de grão da austenita, e suas taxas de nucleação e de crescimento sejam independentes do tempo, a cinética isotérmica da decomposição da austenita pode ser descrita por:^(3,20,21,22)

$$F_{\text{trans}} = 1 - \exp(-k \cdot t^n) \quad (2)$$

O comportamento da transformação isotérmica pode ser caracterizado pela determinação dos parâmetros de cinética, k e n , a partir do levantamento da curva de transformação.⁽²⁰⁾

Empregando a metodologia do Kumar,⁽²²⁾ foram levantadas as curvas de fração de ferrita transformada com o tempo e, incluídas nas respectivas figuras de evolução da temperatura com o tempo,⁽¹⁾ conforme apresentado nas Figuras 2a e 2b.⁽¹⁵⁾

Verifica-se que a transformação de fase γ - α tem seu início e término no setor de resfriamento (ocorrendo totalmente ou logo após o setor dos chuveiros) para ambas as espessuras. A A_{r3} está coerente com a estimada no item anterior.



a) espessura = 4,3mm; estratégia normal
($Ar_3 = 821^\circ\text{C}$; $t_{\text{início}} = 3,2\text{s}$ e $t_{\text{final}} = 7,5\text{s}$)

b) espessura = 6,5mm; estratégia tarde
($Ar_3 = 829^\circ\text{C}$ e $t_{\text{início}} = 7\text{s}$ e $t_{\text{final}} = 12,5\text{s}$)

Figura 2 – Curvas de transformação de fase⁽¹⁵⁾

2.4 Análise de Textura

2.4.1 Macrotextura por DRX

As condições de análise foram as seguintes: tubo de Mo com filtro de Zr, fendas 0,5 / 4 / 5, voltagem 40KV, corrente 20mA, inclinação 90° à 15° , rotação $5^\circ/5^\circ$ por 360° , passo 4s, reflexão Schultz, nos planos (110), (200), (211) e (310).

As amostras foram analisadas à $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ (centro) e $\frac{3}{4}$ da espessura da chapa.

Baseado nas Figuras de Pólo obtidas pelo equipamento, foram levantadas as FDO's (Função de Distribuição de Orientação⁽²³⁾) utilizando o *Programa de Análise de Textura (PAT)*, desenvolvido pelo *IPEN*, o qual é baseado no método da expansão em séries de harmônicos esféricos, proposto por Bunge, com expansão até $l = 22$ dos termos pares da série.⁽²³⁾

Baseado nas FDO's à 45° com o auxílio do programa *PAT*, foram levantados os gráficos da textura das fibras alfa e gama (nos ângulos de Euler $\phi = 0^\circ$, $\varphi_1 = 0^\circ - 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\phi = 60^\circ - 90^\circ$, $\varphi_1 = 55^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$, respectivamente)⁽²⁴⁾, apresentados na Figura 3.

Para todas as condições estudadas,⁽¹⁵⁾ verifica-se na fibra α uma textura mais intensa entre $\{112\}\langle 110\rangle$ e $\{223\}\langle 1-10\rangle$ em $\cong 42^\circ$. Esta textura advém da componente cobre, da fase austenita.^(24,25) Dizemos então, que a textura observada é uma textura de transformação.⁽²⁵⁾ Na fibra α verifica-se também, uma textura mais intensa em $\{110\}\langle 100\rangle$ em 90° . Esta textura pode ser advinda do atrito que o material sofreu na laminação (cisalhamento) ou ser do tipo Goss.^(23,26,27) Tal gradiente de textura ao longo da espessura é semelhante ao encontrado por Raabe⁽²⁶⁾ e é devido às componentes de cisalhamento do tipo $\{110\}\langle 100\rangle$, $\{112\}\langle 111\rangle$ e $\{11\ 11\ 8\}\langle 4\ 4\ 11\rangle$.

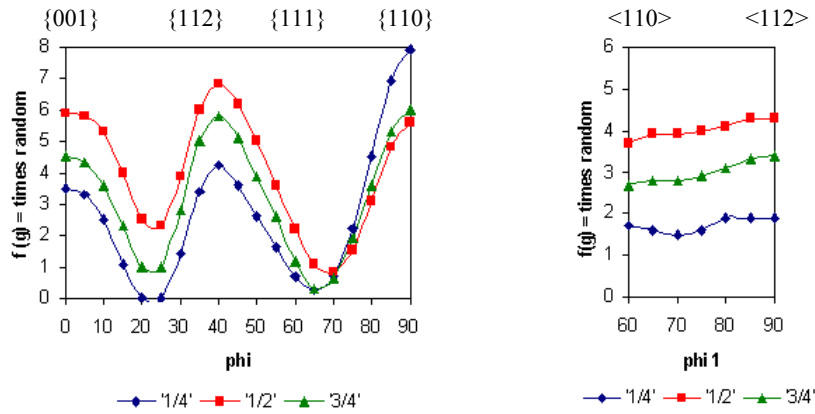


Figura 3 – Fibras alfa e gama para espessura 4,3 mm e estratégia de resfriamento cedo

2.4.2 Microtextura por EBSD

As condições de análise foram as seguintes: tensão de aceleração 25KV, magnificação 650X, área analisada 110 μ m (x) por 420 μ m (y) e passo 1 μ .

As amostras foram analisadas na superfície, à 1/4 e à 1/2 da espessura (centro) da chapa.

Os resultados fornecidos pelo equipamento são os Mapas de Grãos, conforme apresentados na Figura 4.

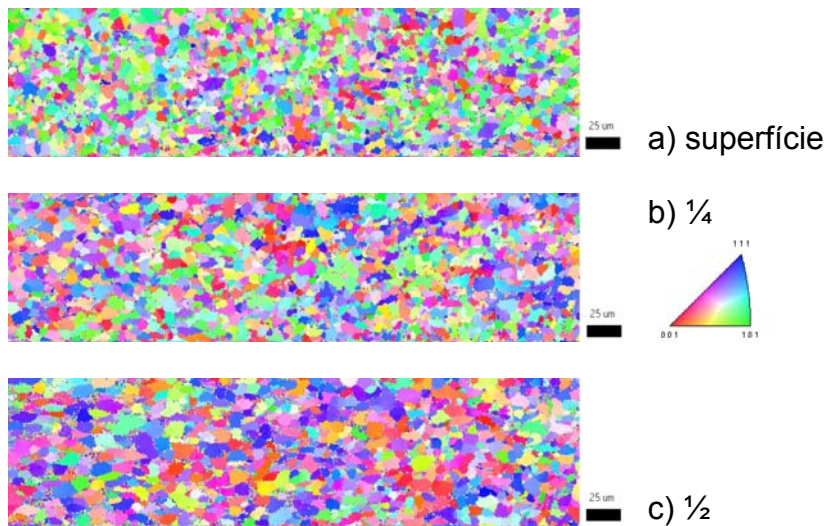


Figura 4 – Mapa de Grãos para espessura 6,5mm e estratégia de resfriamento tarde

Pode-se observar que há uma diferença, ainda que pequena, no TGF ao longo da espessura (superfície e centro), fato que não pode ser observado pela análise por microscopia óptica, conforme apresentado na parte I.⁽¹⁾ Isto se deve à maior resolução do método de EBSD em relação à microscopia óptica. O TGF médio foi medido pelo método dos interceptos de um círculo *Hilliard*, segundo item 14.2 da norma *ASTM E 112*. O resultado obtido foi $TGF \cong 5,1\mu m$.⁽¹⁵⁾

Pode-se observar também que, próximo à superfície, há uma textura mais intensa {101} <100>. Conforme já explicado anteriormente, esta textura pode ser advinda do atrito que o material sofreu na laminação (cisalhamento) ou ser do tipo Goss.^(23,24,27)

3 CONCLUSÕES

Com base nos dados apresentados para a laminação do aço usado para o atendimento do grau LN28 da norma NBR 6655, de espessuras 4,3 mm e 6,5 mm, conclui-se que:

- 1) Na laminação a quente, não ocorre recristalização a partir da 3ª cadeira de laminação;
- 2) O tamanho de grão austenítico final de laminação estimado é $\cong 28 \mu\text{m}$ (para $e=4,3 \text{ mm}$) e $31 \mu\text{m}$ (para $e=6,5 \text{ mm}$) e o respectivo tamanho de grão ferrítico final (no término da transformação) $\cong 6 \mu\text{m}$ (para $e=4,3 \text{ mm}$) e $7 \mu\text{m}$ (para $e=6,5 \text{ mm}$). Este tamanho de grão ferrítico estimado é coerente com o observado experimentalmente;
- 3) A transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$, tem seu início e término no setor de resfriamento (ocorrendo totalmente ou logo após o setor de chuveiros);
- 4) Embora fraca, existe textura no laminado a quente. Uma parte desta textura é advinda da componente cobre da fase austenita (chamada de textura de material transformado), outra parte pode ser advinda do atrito que o material sofreu na laminação (cisalhamento) ou ser do tipo Goss;
- 5) Dada a resolução associada à técnica de microscopia eletrônica de varredura em conjunto com EBSD, pode-se: evidenciar a diferença de tamanho de grão entre superfície e centro (não observada por microscopia óptica) e determinar o tamanho de grão ferrítico com maior precisão.

Agradecimentos

Ao Dr. Fulvio Siciliano Junior (da CBMM); ao Carlos Augusto Saraiva de Maria (do Laboratório de Materiais da Cosipa); ao Prof. Dr. Nelson Batista de Lima, Marilene Morelli Serna, M.Sc e Eguiberto Galego, M.Sc (do Centro de Ciências e Tecnologia de Materiais do IPEN); à Clarisse Kunioshi (do Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise da Escola Politécnica da USP).

REFERÊNCIAS

- 1 BRANCO, V.P.V.; PLAUT, R.L. Análise crítica do setor de resfriamento de chapas laminadas a quente do aço LN28 – Parte I: Análise do setor de chuveiros. Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos da ABM, 44., Campos do Jordão, 2007. São Paulo: ABM, 2007.
- 2 PIETTE, M.; PERDIX, Ch. An integrated model for microstructural evolution in hot strip mill and tensile properties prediction of plain and microalloyed C-Mn hot strip. In: MATERIALS SCIENCE FORUM, v.284-286, Danastia - San Sebastian, 1998. Conference Microalloying in Steels. Switzerland: Trans Tech Publications, 1998. p.361-368.
- 3 SENUMA, T.; SUEHIRO, M.; YADA, H. Mathematical models for predicting microstructural evolution a mechanical properties of hot strips. ISIJ International, Tokyo, v.32, n.3, p.423-432, 1992.
- 4 DeARDO, A.J. Niobium in modern steels. International Materials Reviews, Pittsburg, v.48, n.6, p.371-402, 2003.
- 5 DeARDO, A.J. Metallurgical basis for thermomechanical processing of microalloyed steels. Ironmaking and Steelmaking, London, v.28, n.2, p.138-144, 2001.

- 6 DUTTA, B.; PALMIERE, E.J. Influence of strain and deformation temperature on the static recrystallisation behaviour of microalloyed austenite. In: JOINT INTERNATIONAL CONFERENCE ON RECRYSTALLIZATION AND GRAIN GROWTH, 1., Aachen, 2001. Proceedings of. Berlin: Springer, 2001. p.1095-1100.
- 7 PALMIERE, E.J.; GARCIA, C.I.; DeARDO, A.J. The influence of Niobium supersaturation in austenite on the static recrystallization behaviour of low carbon microalloyed steels. Metallurgical and Materials Transactions A, Warrendale, v.27A, n.4, p.951-960, Apr.1996.
- 8 DUTTA, B.; SELLARS, C.M. Effect of composition and process variables on Nb(C,N) precipitation in niobium microalloyed austenite. Materials Science and Technology, London, v.3, n.3, p.197-206, Mar. 1987.
- 9 BAI, D.Q. et al. Static recrystallization of Nb and Nb-B steels under continuous cooling conditions. ISIJ International, Tokyo, v.36, n.8, p.1084-1093, 1996.
- 10 ABAD, R. et al. Interaction between recrystallization and precipitation during multipass rolling in a low carbon niobium microalloyed steel. ISIJ International, Tokyo, v.41, n.11, p.1373-1382, 2001.
- 11 MACCAGNO, T.M. et al. Determination of recrystallization stop temperature from rolling mill logs and comparison with laboratory simulation results. ISIJ International, Tokyo, v.34, n.11, p.917-922, 1994.
- 12 SICILIANO Jr., F.; JONAS, J.J. Mathematical modelling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. Metallurgical and Materials Transactions A, Warrendale, v.31A, n.2, p.511-530, Feb. 2000.
- 13 SICILIANO Jr., F. et al. Mathematical modelling of the mean flow stress, fractional softening and grain size during the hot strip rolling of C-Mn Steels. ISIJ International, Tokyo, v.36, n.12, p.1500-1506, 1996.
- 14 ZAMBRANO, P.C. et al. Hot rolling of light gauge steel strip. ISIJ International, Tokyo, v.43, n.7, p.1030-1035, 2003.
- 15 BRANCO, V.P.V. **Análise crítica do setor de resfriamento de chapas laminadas a quente do aço LN28.** 128p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2004.
- 16 JONAS, J.J. The hot strip mill as an experimental tool. Ironmaking and Steelmaking, London, v.28, n.2, p.133-137, 2001.
- 17 HWU, Y.J.; LENARD, J.G. Phase transformation temperatures of ultra-low carbon steel. Journal of Engineering Materials and Technology, New York, v.120, n.1, p.19-25, Jan.1998.
- 18 OUCHI, C.; SAMPEI, T.; KOZASU I. The effect of rolling condition and chemical composition on onset temperature of γ - α transformation after hot rolling. Transactions ISIJ, Tokyo, v.22, n.3, p.214-222, 1982.
- 19 HUTCHINSON, B. Microstructure development during cooling of hot rolled steels. Ironmaking and Steelmaking, London, v.28, n.2, p.145-151, 2001.
- 20 SERAJZADEH, S. Modelling of temperature history and phase transformations during cooling of steel. Journal of Materials Processing Technology, Lausanne, v.146, n.3, p.311-317, Mar. 2004.
- 21 SROLOVITZ, D.J.; et al. Computer simulation of recrystallization – II. Heterogeneous nucleation and growth. Acta Metallurgica, Oxford, v.36, n.8, p.2115-2128, 1988.
- 22 KUMAR, A. et al. Modelling thermal and microstructural evolution on runout table of hot strip mill. Materials Science and Technology, London, v.7, n.4, p.360-367, Apr. 1991.

- 23) BUNGE, H.J. Three-dimensional texture analysis. International Materials Reviews, Pittsburg, v.32, n.6, p.265-291, 1987.
- 24) RAY, R.K. et al. Effect of controlled rolling on texture development in a plain carbon and a Nb microalloyed steel. ISIJ International, Tokyo, v.32, n.2, p.203-212, 1992.
- 25) RAY, R.K; JONAS, J.J. Transformation textures in steels. International Materials Reviews, Pittsburg, v.35, n.1, p.1-35, 1990.
- 26) RAABE, D. Disponível em: <<http://www2.mpie-duesseldorf.mpg.de>>. Acesso em: 03 out. 2003.
- 27) HUH, M.Y. et al. Effect of lubrication on the evolution of through-thickness texture gradients in cold rolled and recrystallized low carbon steel. Z.Metallkd, München, v.90, n.2, p.124-131, 1999.

Lista de símbolos

Ar ₃ = temperatura de início da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$	α = ferrita
CG _{MDRX} = crescimento de grão recristalizado metadinamicamente	γ = austenita
CG _{SRX} = crescimento de grão recristalizado estaticamente	DRX = Difração de Raios X
D _{MDRX} = tamanho de grão recristalizado metadinamicamente	e = espessura
D _{SRX} = tamanho de grão recristalizado estaticamente	k = constante de taxa
EBSA = Difração de Elétrons Retroespalhados	n = constante de tempo
FDO = Função de Distribuição de Orientação	F _{trans} = fração transformada
LCC = Laminação Controlada Convencional	Q = parâmetro de Sims
LCG = Laminação de Chapas Grossas	MFS = tensão média de fluxo
LQT = Laminador de Chapas Finas a Quente	n _{rot} = rotação do cilindro
MDRX = recristalização metadinâmica	ppt = precipitação
PAT = Programa de Análise de Textura	T = temperatura
RLT = temperatura limite de recristalização	t = tempo
RST = temperatura final de recristalização	t _{ip} = tempo interpasse
Sv = área de contornos de grão e defeitos cristalinos	TE = temperatura de entrada
t _{ps} = tempo de início de precipitação	TGF = tamanho de grão ferrítico
TA = temperatura de acabamento	X = fração recristalizada
TGA = tamanho de grão austenítico	e = espessura
Tnr = temperatura de não-recristalização	
X _{dyn} = fração recristalizada dinamicamente	