



ESTIMATIVA DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASES POR MEIO DE TERMODINÂMICA COMPUTACIONAL, DILATOMETRIA E LAMINAÇÃO A QUENTE EM ESCALA PILOTO ASSOCIADA À EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇO BAIXO C MICROLIGADO AO NIÓBIO*

Flávia Tereza dos Santos Fernandes Tolomelli¹

Andersan dos Santos Paula²

Nadja Valéria Vasconcelos de Ávila³

Tatiana Caneda Salazar Ribeiro⁴

Thais Fartes T.L.E. Viana⁵

Lucas Thomaz Portilho⁶

Melina Gamis da Silva⁶

Daniel Alexandre da Costa Ximenes⁷

Resumo

Este trabalho teve como objetivo estimar as temperaturas de transformação de fases por meio de termodinâmica computacional (A_1 e A_3), dilatométrica (A_{c1} e A_{c3}) e monitoramento do resfriamento ao ar após passes de laminação a quente em escala piloto (A_{r3} e A_{r1}). Objetiva ainda descrever a evolução microestrutural da austenita em um aço baixo C microligado ao Nb onde se almeja a produção de um aço ferrítico-bainítico, coletando-se amostras após cada passe de laminação através do congelamento da microestrutura por intermédio de resfriamento em salmoura com o objetivo adicional de verificar a ocorrência de recristalização entre passes.

Palavras-chave: Termodinâmica computacional; Dilatometria; Laminação a quente; Temperaturas de transformação de fase; Recristalização.

ESTIMATIVE OF PHASE TRANSFORMATION TEMPERATURES BY COMPUTATIONAL THERMODYNAMIC, DILATOMETRY AND HOT ROLLED IN PILOT SCALE ASSOCIATED TO THE MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF Nb MICROALLOYED LOW CARBON STEEL

Abstract

This study aimed to estimate the phase transformation temperatures by computational thermodynamics (A_1 and A_3), dilatometry (A_{c1} and A_{c3}) and monitoring the cooling air after hot rolling steps in pilot scale (A_{r3} and A_{r1}). And to describe the austenite microstructural evolution in a Nb microalloyed low C steel in order to obtain a ferritic-bainitic steel, collecting samples after each rolling step by freezing the microstructure through cooling in brine with the additional objective to verify the occurrence of recrystallization between steps.

Keywords: Computational thermodynamic; Dilatometry; Hot rolled; Phase transformation temperatures; Recrystallization.

¹ M.Sc., Eng. Metalurgista, Especialista em Desenvolvimento de Produtos, Companhia Siderúrgica Nacional, Volta Redonda, RJ, Brasil.

² D.Sc., Eng. Metalurgista, Professora Adjunta, EEIMVR, VMT e PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

³ D.Sc., Eng. Metalurgista, Professora Associada, EEIMVR, VMT, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁴ D.Sc., Eng. Metalurgista, Professora Adjunta, EEIMVR, VMT, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁵ Eng. Metalurgista, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁶ Eng. Metalurgista, Mestrando, EEIMVR, PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁷ Eng. Metalurgista, Companhia Siderúrgica Nacional, Mestrando, EEIMVR, PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



1 INTRODUÇÃO

Com a contínua demanda por novos materiais (aços de alta resistência avançados, dos tipos ferrítico-bainíticos, dual phase e martensítico, dentre outros), visando a redução do peso da carroceria dos automóveis, torna-se imprescindível o conhecimento das temperaturas críticas de laminação a quente desses materiais (T_nR , Ar_3 e Ar_1) as quais irão servir de base (aliado à composição química da liga) ao desenvolvimento desses aços em condições adequadas à obtenção da microestrutura apropriada. Dentro desse contexto, os aços ferrítico-bainíticos, FB, caracterizam-se pela presença das fases ferrita e bainita em sua microestrutura e são muito utilizados em aplicações, no segmento automotivo, que requerem elevada expansão de furo, boa tenacidade e boa soldabilidade [1]. Os aços FB aparecem como uma alternativa para a redução de peso da carroceria dos automóveis (objetivando redução das emissões para atmosfera aliado ao aumento da segurança veicular), com um custo de fabricação mais vantajoso comparativamente aos aços *Dual Phase* (DP), por exemplo. No processo de laminação a quente desses aços, devido a uma combinação de deformação com alta temperatura, alguns fenômenos microestruturais tais como encruamento, recuperação e recristalização, acontecem de maneira simultânea [2]. O encruamento aumenta a densidade de discordâncias. A recuperação diminui essa densidade de discordância através dos mecanismos de escalagem. A recristalização se dá através do consumo das discordâncias pela geração de novos núcleos isentos de deformação que crescem através dos movimentos dos contornos de alto ângulo. Quando esses fenômenos ocorrem simultaneamente com a deformação eles são chamados de recuperação dinâmica e recristalização dinâmica, ao passo que se ocorrem quando a deformação a quente for cessada, serão chamados de recuperação estática e recristalização estática. A laminação a quente controlada já é prática bastante difundida de tratamento termomecânico e pode ocorrer na região de recristalização da austenita, na região de não recristalização (T_nR) da austenita ou na região intercrítica (campo de estabilidade entre as fases ferrita e austenita), em condição de resfriamento contínuo [3].

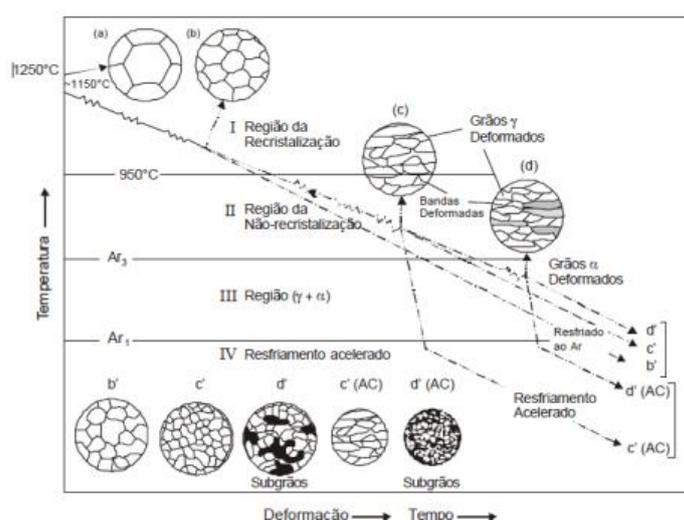


Figura 1. Ilustração esquemática dos quatro estágios do processamento termomecânico e das mudanças microestruturais que ocorrem durante o processamento para cada um desses estágios [3].

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



De acordo com a Figura 1, no estágio I, os grãos grosseiros, provenientes da etapa de reaquecimento de placa, são refinados a partir das repetidas deformações em região onde ocorre recristalização da austenita sem influência de precipitados. O segundo estágio ocorre na região onde a austenita já não se recristaliza completamente devido a influência de precipitados induzidos por deformação. Os grãos observados nesse estágio apresentam-se achatados e são criadas bandas de deformação dentro dos grãos. Durante o resfriamento e abaixo de A_{r3} , a fase ferrítica nucleia-se nos contornos de grãos e em bandas de deformação. No terceiro estágio, a deformação ocorre na região de transição de fase, também conhecida como deformação na região intercrítica. Neste estágio, a austenita continua sendo deformada e tem-se o início da deformação da fase ferrítica. A laminação a quente controlada em temperaturas acima da temperatura de não recristalização da austenita (FDT: “*Finish Delivery Temperature*” $> T_{nR}$), permite que o grão encruado pela deformação sofra processos de restauração entre passes. Fenômenos de restauração como recuperação e recristalização podem ocorrer estática ou dinamicamente durante a deformação a quente, dependendo das condições termodinâmicas envolvidas no processo. Foi verificado por Cuddy, *et al.*, ao estudarem aços ARBL (Alta Resistência Baixa Liga), que ao término da deformação a quente na região de recristalização da austenita, o aumento na quantidade total de deformação a quente promove um decréscimo no tamanho do grão austenítico [4]. A deformação da austenita abaixo da T_{nR} , isto é, $FDT < T_{nR}$, acarreta a não recristalização dos grãos encruados após cada passe. O conhecimento da T_{nR} é de suma importância na definição dos parâmetros de laminação controlada. A deformação da austenita abaixo da T_{nR} implica em um aumento no número de sítios de nucleação de ferrita, levando a um refinamento da microestrutura final. Tal fato está associado principalmente a dois fatores: formação de bandas de deformação e aumento na efetividade dos contornos de grão austeníticos como nucleadores de ferrita. Borato, *et al.*, estudaram o efeito da composição química na T_{nR} a partir de ensaio de torção a quente [5]. De acordo com os estudos de Borato, *et al.*, a T_{nR} se relaciona com a composição química segundo a equação 1:

$$T_{nR} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (1)$$

Outras temperaturas de grande importância no processo de laminação a quente são as temperaturas de transformação de fases, A_3 e A_1 , de início e final de transformação da austenita em ferrita livre, respectivamente, em condições de equilíbrio termodinâmico. As fórmulas para os cálculos teóricos das temperaturas A_3 e A_1 (no aquecimento e no resfriamento) podem ser vistas nas equações 2, 3 e 4. Essas equações se referem a condições fora do equilíbrio, ou seja, com base em estudos de Trzaska associadas a A_{c1} e A_{c3} (no aquecimento) [6], e estudos de Ouchi, *et al.*, associados a A_{r3} (no resfriamento) [7].

$$A_{c3} (^{\circ}C) = 937,3 - 224,5\sqrt{\%C} - 17\%Mn + 34\%Si - 14\%Ni + 21,6\%Mo + 41,8\%V - 20\%Cu \quad (2)$$

$$A_{c1} (^{\circ}C) = 739 - 22,8\%C - 6,8\%Mn + 18,2\%Si + 11,7\%Cr - 15\%Ni - 6,4\%Mo - 5\%V - 28\%Cu \quad (3)$$

$$A_{r3} (^{\circ}C) = 910 - 310\%C - 80\%Mn - 20\%Cu - 15\%Cr - 55\%Ni - 80\%Mo + 0,35(h-8) \quad (4)$$

Na equação 4, a letra “h” está associada a espessura inicial do material a ser deformado a quente. Dados termodinâmicos, associados aos modelos numéricos e

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



ao procedimento de minimização das expressões algébricas, têm sido empregados na construção dos diagramas de fases. Dentre os dados termodinâmicos pode-se destacar a energia livre de Gibbs expressa no método CALPHAD através de equações algébricas em função da pressão, temperatura e composição química (metodologia dos algoritmos). Dentre os programas computacionais disponíveis, no presente trabalho é dada ênfase ao Thermocalc o qual, por sua vez, possui um banco de dados relativo ao equilíbrio de fases, diagramas de fases e transformações de fases [8]. Nesse trabalho foi realizada a laminação a quente em escala piloto com o objetivo de se estimar as temperaturas envolvidas no processo de laminação a quente (T_{nr} – temperatura de não recristalização, A_{r3} e A_{r1} – temperaturas de transformação de fases no resfriamento fora do equilíbrio) confrontando com as condições no equilíbrio a partir da simulação no Thermocalc (A_1 e A_3) e fora do equilíbrio sob influência do simples aquecimento via dilatométrica e com base de cálculo de outros autores para A_{c1} , A_{c3} , A_{r3} e T_{nr} [5-7], e de se observar a evolução da microestrutura ao longo das etapas de laminação a quente.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Material

Para a elaboração desse trabalho foi utilizada uma liga cuja composição química é mostrada na Tabela 1. A liga foi obtida em escala industrial. Trata-se de um aço baixo carbono microligado ao Nb com adição de Mn e Mo, sendo residuais o Ti e Cr. A composição química da liga foi determinada em espectrômetro Ótico 3460 AES com exceção de C e S que foram determinados em aparelho denominado LECO CS444.

Tabela 1. Composição Química do aço microligado ao Níbio (% em massa).

C	Mn	S	Cr	Mo	Al	N	Ti	Nb
>0,10	>0,5	0,01	0,03	0,01	0,015 mín	<0,0050	0,0025	>0,030

2.2 Métodos

2.2.1 Laminação a Quente Piloto

Corpos de prova, com dimensões 35 x 50 x 60 (mm) (espessura x largura x comprimento), foram processados por laminação a quente, em escala piloto, com o intuito de avaliar a ocorrência de fenômenos de recuperação/recristalização entre os passes da laminação a quente e inferir na ocorrência da temperatura de não recristalização (T_{nr}) no material. Foi fixado um termopar tipo K aos corpos de prova com o intuito de monitorar a temperatura durante o processo de laminação a quente em escala piloto. Os corpos de prova foram aquecidos a uma temperatura de 750°C por meia hora e posteriormente reaquecidos a temperatura acima de 1200°C, permanecendo nessa temperatura pelo tempo de 1 hora, visando a completa homogeneização da austenita, bem como para a completa solubilização dos precipitados formados. Em seguida, teve início o processo de laminação a quente, em escala piloto, com monitoramento e controle de temperatura entre passes. O processo de laminação a quente piloto foi realizado em um laminador piloto duo reversível do tipo FENN Two-high, modelo 4-105, o qual possui cilindros de trabalho de diâmetro igual a 135 mm. A velocidade de laminação foi de 8 rpm. Acoplado ao laminador há um *software* que realiza o monitoramento do processo, onde são coletados dados de temperaturas do corpo de prova, abertura dos cilindros, cargas

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



resultantes, tempo de duração de cada passe em uma frequência de 100 Hz. A aquisição de dados pelo *software* permitiu que os dados fossem trabalhados, em planilha Excel, para posterior obtenção das temperaturas de transformações de fases, determinadas pela declividade da curva de resfriamento (Temperatura *versus* tempo) após o último passe imposto na amostra em análise. A Tabela 2 apresenta as sequências de laminação a quente (temperaturas e reduções em cada passe) aplicada aos corpos de prova da liga em estudo. Foram coletadas amostras nas condições intermediárias de processamento para os passes de R1, R2, R3, F1, F2, F3, F4 e F5.

Tabela 2. Sequência de Laminação a Quente (temperaturas/reduções) em escala piloto.

Temperaturas	Temperatura de Extração		1230	Reduções
	Cadeiras	Faixa de Temperatura (°C)	Temperatura visada (°C)	$h_i - h_f$ (mm)
RET	R1	1200-1230	1210	35 - 28
	R2	1160-1190	1170	28 - 20
RDT	R3	1110-1150	1130	20 - 14
FET	F1	1080-1100	1090	14 - 10
	F2	1040-1070	1050	10 - 8
	F3	1000-1030	1010	8 - 6
	F4	970-990	980	6 - 5
FDT	F5	910-950	930	5 - 4,25

RET= 1210°C; RDT=1150°C; FET= 1100°C; FDT= 950°C.

Através do monitoramento do resfriamento, desde a extração dos corpos de prova do forno de encharque, durante as sequências de redução (de R1 a F5) até a temperatura da ordem de 400°C, foi possível a obtenção das curvas de resfriamento associadas à força aplicada a cada passe, vinculada as aberturas entre os cilindros, para cada evento temporal de processamento. Com base nestes dados, a carga utilizada para o cálculo da tensão, foi a carga média resultante de cada passe. A área de contato (cilindro/corpo de prova) utilizada para o cálculo da tensão foi obtida pelo produto entre o comprimento do arco de contato (L) e a largura do corpo de prova, sendo $L = \sqrt{R \cdot \Delta h}$ onde R é o raio do cilindro de laminação (67,5 mm) e Δh a diferença entre a espessura final (h_f) e a espessura inicial (h_i) do corpo de prova. Para o cálculo da tensão em cada passe, foi utilizada a equação: $T = F(N)/A(\text{mm}^2)$ MPa, onde F é a carga média resultante a cada etapa no processo de laminação. Após cada etapa de processamento (reduções nas respectivas cadeiras – conforme a Tabela 3) foram coletadas amostras sob condições de resfriamento distintas:

- resfriamento ao ar, a fim de se determinar as temperaturas de transformação de fase (Ar_3 e Ar_1), sob a influência do condicionamento microestrutural, produzido pelas reduções realizadas na laminação a quente em escala piloto - através da curva de resfriamento após a última redução realizada;
- resfriamento em salmoura, em dois momentos distintos – imediatamente após uma determinada etapa de redução e;
- resfriamento em salmoura após o tempo de espera até o estabelecimento da temperatura visada para o passe de redução posterior – a fim de avaliar a ocorrência de recristalização entre passes e de se inferir na ocorrência ou não da temperatura de não recristalização.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



2.2.2 Determinação das temperaturas de transformação de fases

Para determinação das temperaturas de transformação de fases no equilíbrio, A_3 e A_1 via Thermocalc, foram elaborados mapas de fases. No programa thermocalc na versão 5, foi escolhido inicialmente o banco de dados do Fe. A partir daí, foram inseridos os elementos da composição química com base na composição química apresentada na Tabela 1, foi estabelecida a temperatura para geração do mapa de fases (2500 K) e foi calculado o equilíbrio para uma pressão de 100.000 Pa. Em seguida, foi plotado um gráfico de temperatura versus composição (fração em massa), onde foi possível determinar-se as temperaturas A_1 e A_3 , de forma a confrontá-los com os valores obtidos nas condições fora do equilíbrio termodinâmico sob influência da taxa de aquecimento (A_{c3} e A_{c1}) e de resfriamento conjugado com a componente mecânica de deformação (A_{r3} e A_{r1}).

Para determinação das temperaturas A_{c3} e A_{c1} foi utilizado o dilatômetro de têmpera DT1000. As amostras foram aquecidas até 1100°C, com uma taxa de aquecimento de 10°C/s e em seguida o ensaio foi interrompido. Resultados estes que foram confrontados com os obtidos com uso do Thermocalc e das equações 2 e 3 provenientes do estudo de Andrews [6], a fim de criticar os distintos métodos e validar a condição de reaquecimento dos corpos prova para se ter a completa austenitização. As temperaturas de transformação de fase no resfriamento (A_{r3} e A_{r1}) foram estabelecidas por meio da laminação em escala piloto, com auxílio da coleta de temperatura com termopares acoplados aos corpos de prova para monitoramento do perfil de resfriamento ao longo do tempo após o último passe de laminação imposto. Estes resultados foram confrontados com os valores de A_{r3} , provenientes do estudo de Ouchi, et al., e da T_{nr} , proveniente dos estudos de Boratto, et al., a fim de validar a laminação no campo austenítico com ocorrência ou ausência da temperatura de não recristalização, e verificar a influência do condicionamento microestrutural, na temperatura A_{r3} , resultante do trabalho mecânico a quente.

2.2.3 Caracterização microestrutural

A preparação metalográfica se deu de maneira convencional (lixas de carbetto de silício de granulometria 80 a 1200 Mesh mais polimento com pasta de diamante com 6, 3 e 1 μm). Para a revelação da microestrutura foi utilizado o reagente Nital 3% com imersão por 8 segundos. A análise metalográfica foi realizada em um microscópio óptico da marca Zeiss modelo AXIOPHOT, acoplado ao um sistema digital de análise de imagens gerenciado pelo software ANALYSIS. Para a análise da evolução do tamanho de grão austenítico foi utilizado o método dos interceptos de Heyn [9] de acordo com a norma ASTM E112-10, o qual consiste na contagem do número de contornos de grãos interceptados por unidade de comprimento, através de uma linha sobreposta a uma micrografia da amostra analisada.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Comportamento Mecânico e Evolução Microestrutural

Foi realizada uma análise das tensões resultantes no processo de laminação a quente piloto como mostrado no gráfico (a) da Figura 2. O objetivo foi verificar se havia alguma relação com a microestrutura obtida. Essa análise foi feita levando-se em consideração o tamanho de grão austenítico prévio (gráfico (b) da Figura 2), associado à análise microestrutural das amostras provenientes do congelamento microestrutural (resfriamento em salmoura), em cada um dos passes de laminação

* Contribuição técnica ao 51° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



estudados (R1, R2, R3, F1, F2, F3, F4, e F5). Esses resultados podem ser vistos nas Figuras de 3, 4 e 5 com imediato resfriamento após passe (Figuras 3a; 4a,c,e,g; 5a,c,e,g) e com resfriamento com tempo de espera para o estabelecimento da temperatura do próximo passe (Figuras 3b; 4b,d,f,h; 5b,d,f,h) .

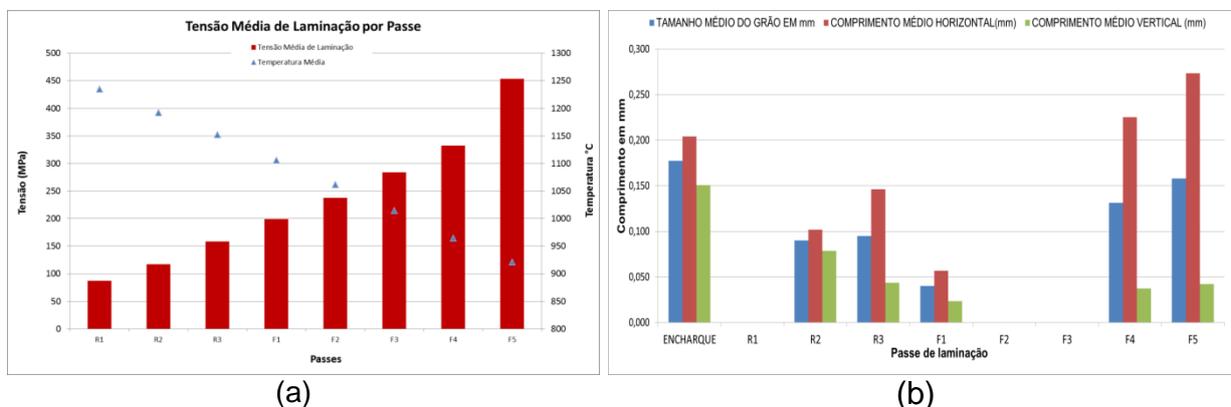


Figura 2. (a) Distribuição das Tensões Médias obtidas no processo de laminação a quente em escala piloto. (b) Tamanho médio dos grãos, comprimento médio dos grãos associados a direção horizontal (de laminação) e comprimento médio dos grãos na direção vertical (Normal).

Na Figura 2a observa-se um aumento gradativo na tensão necessária para deformar o material, aliado ao decréscimo da temperatura do corpo de prova durante todo o procedimento de laminação piloto. Nos três primeiros passes, houve um aumento gradual da tensão, possivelmente devido aos fenômenos de restauração que ocorreram no material, principalmente a recristalização, proporcionando o refino dos grãos. Nos últimos passes de laminação foi observado um maior aumento na tensão necessária para deformação do material. Este fato pode estar mais associado ao encruamento dos grãos austeníticos e ao endurecimento por precipitação e em menor escala pelo refino do grão. Esses fatores podem ser melhor discutidos com base na análise da evolução microestrutural das amostras, obtidas na laminação a quente piloto, desde a etapa de reaquecimento (Figura 3) até a etapa de resfriamento em salmoura sem e com tempo de espera para o estabelecimento da temperatura do próximo passe (Figuras 4 e 5).

A condição microestrutural resultante do simples reaquecimento e posterior resfriamento em salmoura (Figura 3) revela uma microestrutura proveniente de grãos austeníticos distribuídos de maneira homogênea e o tamanho de grão medido foi de 155,87 μm (2 ASTM).

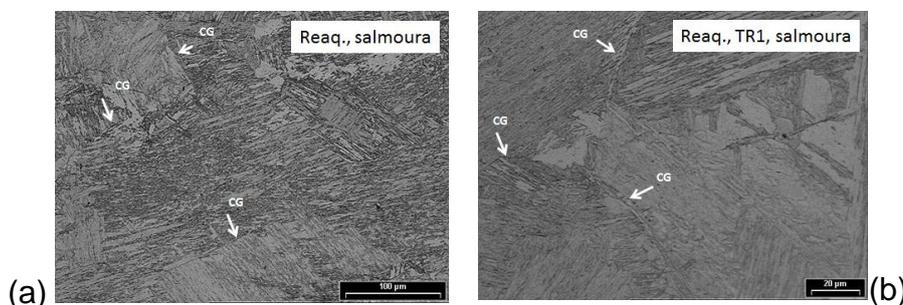


Figura 3. Microestrutura resultante do reaquecimento a 1230°C seguido de com resfriamento em salmoura, (a) 200x e (b) 500x.

No primeiro passe de laminação de desbaste com o resfriamento em salmoura sem tempo de espera (R1, salmoura), Figura 4a e com tempo de espera,

* Contribuição técnica ao 51° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



(R1,TR2,salmoura), Figura 4b, não foi possível observar-se com clareza o delineamento do contorno de grão prévio austenítico nem foi possível determinar-se o tamanho de grão. No entanto, após o segundo passe de laminação de desbaste (R1,R2 salmoura), nota-se que o material está parcialmente recristalizado sem tempo de espera (Figura 4c). Onde com base na resultante microestrutural com tempo de espera (R1, R2, TR3, salmoura), Figura 4d, foi possível observar-se com mais clareza o delineamento do grão austenítico o qual apresentou tamanho de 77,91 μm (4 ASTM). Após o terceiro passe de laminação de desbaste (R1,R2,R3,salmoura) observa-se discreta evidência de alongamento nos grãos prévios da austenita, na condição sem tempo de espera Figura 4e, o que pode ser melhor visualizado na condição com tempo de espera (R1,R2,R3,TR4 salmoura) Figura 4f. Esse fato se constitui numa evidência da redução da capacidade de recristalização entre os passes, provavelmente vinculada ao baixo grau de deformação a cada passe e decréscimo da temperatura de deformação, o que resulta num tamanho de grão medido de 77,91 μm (4 ASTM). A microestrutura resultante do primeiro de laminação de acabamento, passe sem tempo de espera, (R1,R2,R3,F1,salmoura) e com tempo de espera (R1,R2,R3,F1,TF2,salmoura) Figuras 4g,h mostrou-se mais refinada do que as condições prévias, Figuras 4a,b,c,d,e,f, porém ainda recristalizada, podendo se inferir que houve recristalização entre os passes R3 e F1. Observa-se também que os grãos encontram-se mais alongados com tamanho de 38,93 μm (6 ASTM). A condição microestrutural resultante do segundo passe de laminação de acabamento (Figuras 5a e 5b) se mostrou em um estágio avançado de recristalização, como pode ser visto na Figura 5a (R1,R2,R3,F1,F2,salmoura) o que ocasionou uma nitidez reduzida no delineamento dos grãos austenítico, não tendo sido possível efetuar sua medida. Contudo, foi possível ver alguns contornos de grãos na Figura 5b (R1,R2,R3,F1,F2,TF3,salmoura), com alguma evidência de que os mesmos estavam alongados. Analisando a condição após o terceiro passe de laminação de acabamento, (R1,R2,R3,F1,F2,F3, salmoura), Figuras 5c,d, similar ao observado no quinto passe em F2 (Figuras 5a,b), verifica-se um estágio avançado de recristalização, dificultando a nítida visualização dos contornos de grão austeníticos não sendo possível medi-los, porém há evidências de alongamento desses grãos. Após o quarto passe de laminação de acabamento (R1,R2,R3,F1,F2,F3,F4, salmoura), Figuras 5e,f pode ser observado o delineamento dos grãos austeníticos, através dos núcleos recristalizados nos contornos de grão. Observa-se nitidamente que os grãos encontravam-se muito deformados. O tamanho de grão foi de 110,19 μm (3 ASTM). Finalmente após o quinto passe de laminação de acabamento figuras 5g,h pode-se ver o perfeito delineamento dos grãos austeníticos através dos núcleos recristalizados nos contornos de grãos da austenita na condição de resfriamento sem tempo de espera (R1,R2,R3,F1,F2,F3,F4,F5,salmoura),Figura 5g e com tempo de espera (R1,R2,R3,F1,F2,F3,F4,F5,T570°C,ar,salmoura), Figura 5h. Observa-se nitidamente que os grãos encontravam-se muito deformados, resultando em um tamanho de grão de 155,87 μm (2 ASTM).

* Contribuição técnica ao 51° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

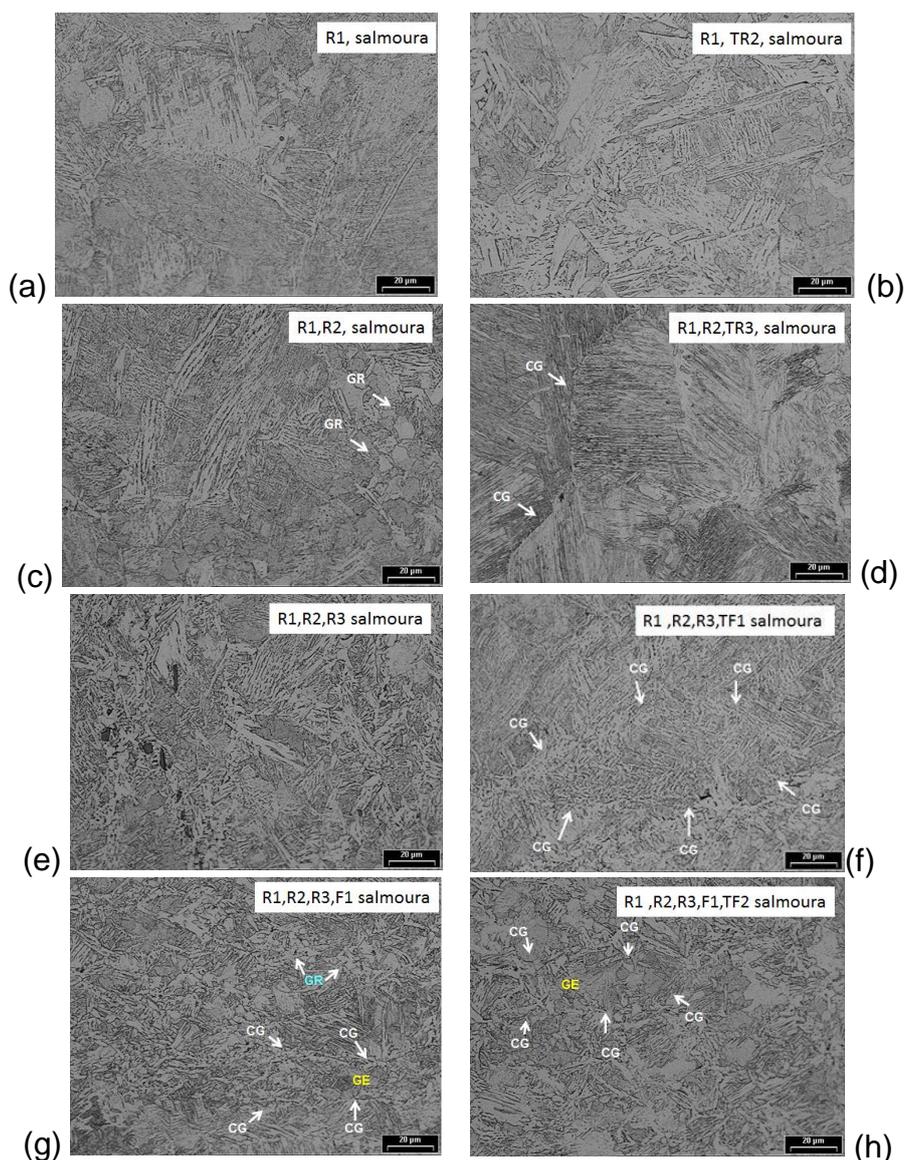


Figura 4. Microestrutura resultante da laminação interrompida pelo resfriamento em salmoura (a,c,e,g) sem tempo de espera até a temperatura do próximo passe e (b,d,f,h) com tempo de espera. Após os passes: (a,b) R1, (c,d) R2, (e,f) R3, e (g,h) F1. Nital 3%, 500x. CG: Contorno de grão prévio da austenita. GR: Grão Recristalizado. GE: Grão Encruado.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

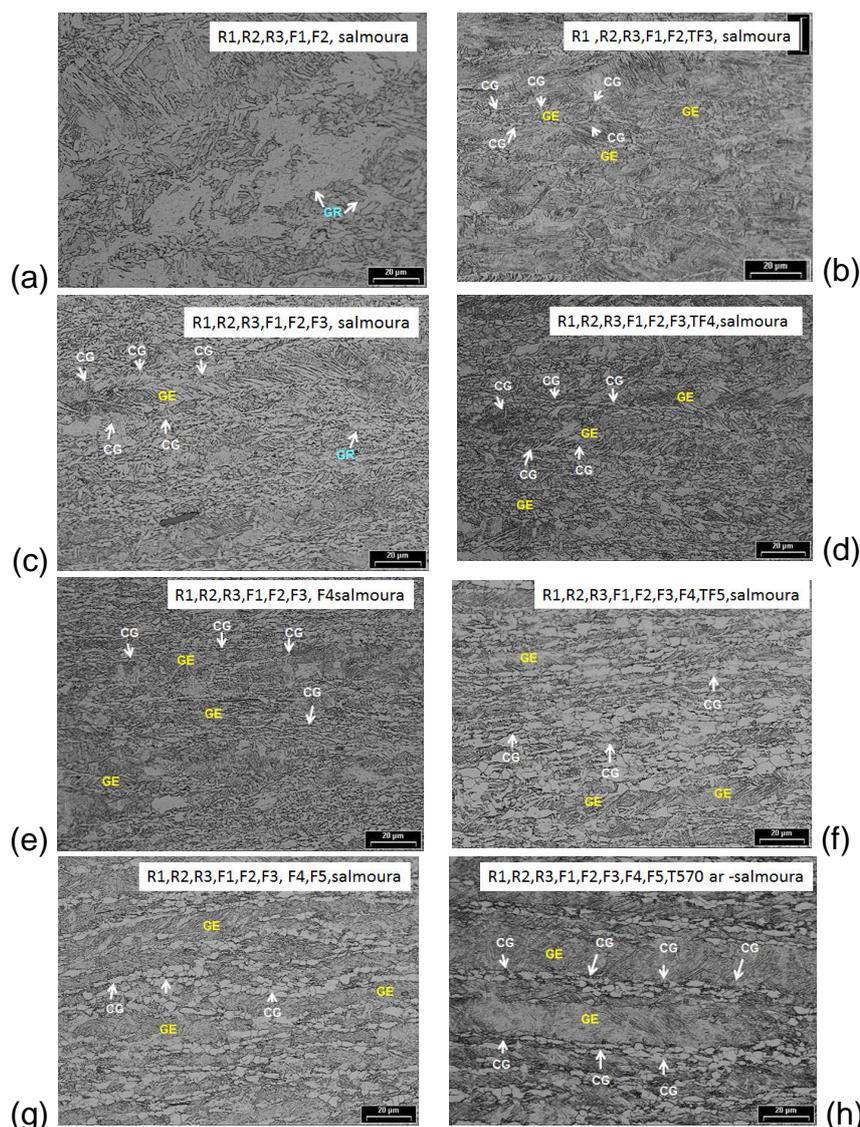


Figura 5. Microestrutura resultante da laminação interrompida pelo resfriamento em salmoura (a,c,e,g) sem tempo de espera até a temperatura do próximo passe e (b,d,f,h) com tempo de espera. Após os passes: (a,b) F2, (c,d) F3, (e,f) F4, e (g,h) F5. Nital 3%, 500x. CG: Contorno de grão prévio da austenita. GR: Grão Recristalizado. GE: Grão Encruado.

Com base na análise microestrutural quantitativa das micrografias apresentadas nas Figuras 4 e 5, elaborou-se o gráfico já apresentado na Figura 2(b): (i) em azul, tem-se o tamanho médio dos grãos; (ii) em vermelho, o comprimento horizontal médio dos grãos; e (iii) em verde o comprimento médio vertical dos grãos. Nota-se que houve uma diminuição no tamanho médio dos grãos a partir de R2 (Figuras 4c,d,e,f,g,h e 5a,b,c,d) sendo que o mesmo voltou a aumentar a partir de F4 (Figuras 5e,f,g,h) até o final da laminação. O comprimento horizontal dos grãos diminuiu até F1 (Figuras 3 e 4) e observa-se na microestrutura que os grãos apresentam-se equiaxiais, ou seja, deformaram e recristalizaram entre R3 e F1, Figuras 4e,f,g,h (possivelmente através de recristalização metadinâmica, suportado pelo baixo grau de deformação a cada passe e redução da temperatura de deformação), o que culminou com o refino de grão obtido em F1, Figuras 4g,h. Nas etapas subsequentes, os grãos passaram a se apresentar somente alongados, ou seja, simplesmente deformaram sem evidências de recristalização (Figura 5), por este motivo provavelmente verificou-se um incremento no comprimento horizontal.

* Contribuição técnica ao 51° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



Com isso, o comprimento vertical dos grãos começa alto e diminuiu gradativamente passando por um mínimo em F1 até o final da laminação (Figuras 3, 4 e 5).

3.2 Microestrutura Final Resultante

Na figura 6, a seguir, a) e b) podem ser vistas as microestruturas resultantes após uma simulação de bobinamento em 570°C. Em b), nota-se o detalhe dos feixes de bainita em imagem obtida via microscopia eletrônica de varredura.

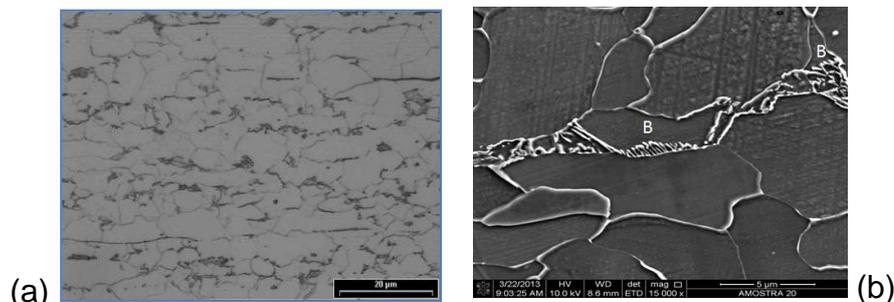


Figura 6 - Microestrutura resultante da laminação em escala piloto com simulação de bobinamento em 570°C e resfriamento ao ar. a) imagem de microscópio ótico. Nital 3%, 500x. b) detalhe da amostra a) observada em microscópio eletrônico de varredura exibindo feixe de bainita com ampliação de 15.000x

3.2 Temperaturas de Transformação de Fases

As temperaturas de transformação de fase foram obtidas conforme apresentado na tabela 3, sendo: thermocalc, sob condições de equilíbrio termodinâmico; dilatômetro, sob influência da taxa de aquecimento sem componente mecânica de deformação; laminação a quente em escala piloto, fora do equilíbrio, sob influência da taxa de resfriamento e componente mecânico de deformação, com resfriamento ao ar após o passe F5. Os cálculos teóricos - segundo as equações 2, 3 e 4 que levam em consideração a composição química da liga (Tabela 1), mostram que essas temperaturas são $Ac_1=716^\circ\text{C}$, $Ac_3=790^\circ\text{C}$, e $Ar_3=818^\circ\text{C}$;

Tabela 3. Temperaturas de Transformação de Fases obtidas para a liga.

Thermocalc		Dilatômetro		Laminação a Quente Piloto		Cálculos Teóricos		
A ₁	A ₃	Ac ₁	Ac ₃	Ar ₁	Ar ₃	Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃
713	861	742	921	712	865	731	852	832

Ao analisar-se os valores de temperatura de reversão da transformação eutetóide (A₁), no aquecimento, obtidos através dos cálculos teóricos (Ac₁) e thermocalc (A₁) comparativamente aos valores obtidos via dilatômetro (Ac₁), observa-se o deslocamento para cima da referida temperatura indicando que na prática, essa temperatura sofre influência não somente da composição química, tamanho de grão e homogeneidade composicional como também da taxa de aquecimento. Da mesma maneira, ao comparar-se os valores obtidos para a temperatura de completa transformação da austenita (A₃) via dilatômetro (Ac₃) novamente observa-se a elevação dessa temperatura comparativamente aos valores obtidos via cálculos teóricos (Ac₃) e thermocalc (A₃). A taxa de aquecimento utilizada foi de 30°C/s. Estes valores suportam que a temperatura de reaquecimento (1230°C) adotada, garantiu a completa austenitização das amostras em estudo na condição prévia ao

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



passe R1 (1210°C), conforme Tabela 2. No caso da temperatura de início de transformação da austenita em Ferrita (A3), no resfriamento, ao comparar-se os valores obtidos via cálculos teóricos (Ar3) com os valores obtidos via laminação a quente em escala piloto (Ar₃), observa-se que os valores obtidos via laminação a quente estão também deslocados para cima com uma diferença de 33°C. Esta diferença entre os cálculos teóricos e laminação piloto podem ser justificadas tomando por base que os cálculos teóricos somente levam em conta a deformação total (diferença entre a espessura do esboço e final após F5) ignorando o efeito da evolução microestrutural entre os passes presente na laminação a quente. Estes valores suportam que todo o processo de laminação quente ocorreu 100% dentro do campo austenítico tendo como base a menor temperatura de deformação adotada (F5 = 930°C), conforme Tabela 2. A temperatura de não recristalização (T_{nR}) estimada em função da análise microestrutural das Figuras 4 e 5 (tendo como referência grãos alongados/deformados da austenita), apresentou evidências de estar na faixa de temperaturas entre os passes de laminação de F1 e F2, ou seja de 1040°C a 1100°C. A T_{nr} teórica segundo a equação de Boratto, *et al.*, foi de 1139°C (valor médio obtido também em função da composição química da liga). Diferença que provavelmente está associada a evolução microestrutural de cada passe produzida pelas variáveis quantidade de deformação e temperatura de deformação, que não são explícitas no cálculo teórico de Boratto, *et al.* [5].

4 CONCLUSÃO

O comprimento horizontal dos grãos diminuiu até F1 (Figuras 3 e 4) e observou-se na microestrutura que os grãos apresentaram-se equiaxiais, ou seja, deformaram e recristalizaram entre R3 e F1, Figuras 4e,f,g,h (possivelmente através de recristalização metadinâmica, suportado pelo baixo grau de deformação a cada passe e redução da temperatura de deformação), o que culminou com o refino de grão obtido em F1, Figuras 4g,h. A análise das tensões resultantes no processo de laminação a quente piloto mostrou um aumento gradual da tensão, nos 3 primeiros passes (R1,R2,R3) possivelmente devido aos fenômenos de restauração que ocorreram no material. Nos últimos passes (F4,F5) esse aumento foi maior devido ao processo de encruamento do grão austenítico que apresentou-se bastante deformado ao final da laminação. Com isso, a temperatura de não recristalização (T_{nR}) estimada em função da análise da tensão e com base na evolução microestrutural (Figuras 4 e 5), tendo como referência grãos alongados/deformados da austenita, apresentou evidências de estar na faixa de temperaturas entre os passes de laminação de F1 e F2, ou seja de 1040°C a 1100°C. A determinação das temperaturas de transformação de fases A1, A3 e T_{nr} obtidas via thermocalc, laminação a quente em escala piloto e dilatométrica foram fundamentais no estabelecimento das condições de processamento de um aço ferrítico-bainítico em escala industrial. Esse aço foi desenvolvido em linhas contínuas de galvanização por imersão a quente, onde através do controle das taxas de resfriamento, associado à composição química do material, foi possível obter a microestrutura de ferrita e bainita pretendida.

Agradecimentos

Os autores agradecem a Universidade Federal Fluminense, à CSN (Felipe Rodrigues, Júlio César Lopes da Silva, Augusto César Lacerda de Oliveira) e a todos

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



os colaboradores que direta ou indiretamente estiveram envolvidos na execução desse trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guideline, versão 4.0, março 2009. Disponível em: www.worldautosteel.org
- 2 Padilha AF, Siciliano F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de grão e Textura, Editora ABM, 3ª Edição, 2005.
- 3 Tanaka T. Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel. Microalloying'95 Conference Proceedings. p.165-181. 1995.
- 4 Cuddy LJ. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite. Eds. Deardo AJ, Ratz GA, Wray PJ. AIME. Warrendale. Pa. P.129.1982.
- 5 Boratto F, et al.: Effect of Chemical Composition on Critical Temperatures of Microalloyed Steels. In: THERMEC '88. Proceedings. Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1988, p. 383-390.
- 6 Trzaska J. et al. Modelling of CCT Diagrams for Engineering and Constructional Steels. Journal of Materials Processing Technology, 2007; 192-193: 504-510.
- 7 Ouchi C, et al. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of Gamma-Alpha Transformation After Hot Rolling. Transactions of the ISIJ, March 1982, 214-222.
- 8 Lage MG. Microestrutura e Deformação a Quente de um Aço DIN X20Cr13 na Laminação de Tubos sem Costura. Dissertação de mestrado, dezembro 2008 p 21.
- 9 ASM, ASM Metals Hand volume 9: Metallography and Microstructure, 1985.

* *Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.*