

EFEITO DO TRATAMENTO TERMOMECÂNICO NA MICROESTRUTURA DE AÇO MICROLIGADO OBTIDO NA SIMULAÇÃO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE PLACAS FINAS¹

Maria Dorotéia Costa Sobral²
Paulo Roberto Mei³

Resumo. A busca por novas tecnologias que visam a redução de custos, e ao mesmo tempo atendam ao aumento de qualidade e produtividade, tem levado as siderúrgicas no mundo inteiro, ao desenvolvimento dos processos *near-net shape casting*. O processo de lingotamento contínuo de placas finas (LCPF) já é bastante difundido em outros países. Neste trabalho serão apresentados os resultados de microestrutura obtida com a laminação experimental, de placas de aço microligado (0,07%C, 0,07%V e 0,02%Nb) de 41 mm de espessura, em duas condições de temperatura de laminação de acabamento (1000 e 900°C). As placas finas foram solidificadas no Simulador LCPF, projetado e construído no Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Para todos os corpos de prova que seguiram a rota da laminação experimental até a simulação do bobinamento, a microestrutura observada foi ferrítica perlítica com 5 a 10% de perlita. As amostras laminadas a 1000 e 900°C apresentaram tamanho de grão ferrítico de 11 e 6,5 µm respectivamente.

Palavras Chave: *near-net shape casting*, placas finas, microestrutura.

¹ Trabalho a ser apresentado no XXXVII Seminário de Laminação- Processos e Produtos Laminados e Revestidos. Curitiba-PR-Brasil-20 a 22/09/2000

² Professora do CEFET-Ba Centro Federal de Educação Tecnológica da Bahia e doutoranda do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP.

³ Professor Titular do Departamento de Engenharia de Materiais da FEM-UNICAMP.

Introdução

O setor siderúrgico vem sofrendo grandes transformações, tanto pela necessidade de adequação ao mercado globalizado quanto pelas exigências do desenvolvimento sustentado. Isto se traduz em maior qualidade dos produtos, que devem ser obtidos com menor custo e maior produtividade e ao mesmo tempo devendo levar em conta que a siderurgia é uma atividade que utiliza recursos não renováveis e que exerce grande influência sobre o meio ambiente, devendo por isso atuar de forma a não comprometer a capacidade de gerações futuras de atenderem suas próprias necessidades (Brundtland Report, 1987). Neste contexto as tecnologias que buscam maior produtividade com menor consumo de energia, maior flexibilidade de atendimento ao mercado e maior controle de poluição ambiental vêm se destacando. Dentre elas o Lingotamento Contínuo de Placas Finas (LCPF), por ter seu número de etapas reduzido de forma que ao final do processo, o produto obtido já está praticamente pronto para o uso (*near-net shape casting*) (Birat, 1998), atende aos itens principais para o desenvolvimento sustentado. A redução de etapas na obtenção das placas de aço por LCPF é conseguida com o carregamento direto (*direct charge* ou *direct rolling*) das placas (Kaspar, 1994), significando que as placas lingotadas seguem diretamente do lingotamento para a etapa de laminação, passando por fornos de homogeneização de temperatura ou não. As duas outras opções são o carregamento a quente (*hot charge* ou *hot rolling*), onde a placa é resfriada até logo abaixo da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e depois é reauecida até a temperatura de laminação e o carregamento a frio (*cold charge*), onde as placas são resfriadas até bem abaixo da temperatura de transformação e só depois são novamente aquecidas até a temperatura de laminação. As duas primeiras rotas modificam a microestrutura do material em comparação com a rota seguida pelas placas grossas, principalmente se consideramos os aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL), visto que a presença de carbonitretos precipitados na rota *cold charge* tem papel significativo na ancoragem dos contornos de grãos e evita o seu crescimento excessivo na fase de encharque anterior à laminação. Esta atuação dos precipitados em evitar o crescimento dos grãos com a laminação realizada logo após ao lingotamento é bastante reduzida, porque se tem uma maior quantidade dos elementos ainda em solução (Priestner, 1995). Os aços microligados possuem alta resistência mecânica associada à boa soldabilidade e tenacidade, onde a contribuição para o aumento da resistência nestes aços é dada não só pela presença de elementos intersticiais, mas também por seu tamanho de grão reduzido e pela presença dos carbonitretos que atuam por *precipitate pinning* (Hansen, 1980). Logo a microestrutura tem papel fundamental nas propriedades resultantes. Neste trabalho serão apresentados os resultados de microestrutura obtidos em amostras de aço microligado V-Nb. As amostras foram retiradas de corpos de prova que foram laminados a quente em um laminador experimental FENN de 50 ton. Estes corpos de prova por sua vez foram provenientes de 4 placas finas solidificadas no molde de um equipamento simulador de LCPF. Os objetivos do trabalho foram confirmar o desempenho do simulador para o uso com microligados e a repetibilidade dos experimentos, e quanto ao tratamento termomecânico, verificar a influência da temperatura de início de laminação de acabamento sobre a microestrutura final.

Simulação de LCPF

A simulação da etapa de solidificação do processo de LCPF em laboratório pôde ser executada a partir do projeto de um equipamento construído para este fim (Gentile,

1999) no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais da FEM-UNICAMP, cujo esquema é mostrado na figura 1. Como o processo de lingotamento contínuo se caracteriza pela solidificação do metal líquido acontecendo com o controle sobre a retirada de calor durante a transformação de fase, o molde foi construído com placas de cobre refrigeradas a água, de forma que a taxa de resfriamento empregada estivesse na faixa acima de 1,9 K/s (Priestner,1995), valor especificado para o lingotamento de placas finas. O simulador foi testado com ligas de ponto de fusão mais baixo, Pb-25Sn (Gentile, 1999b), latão e aço 1060, antes de ser usado com aço microligado.

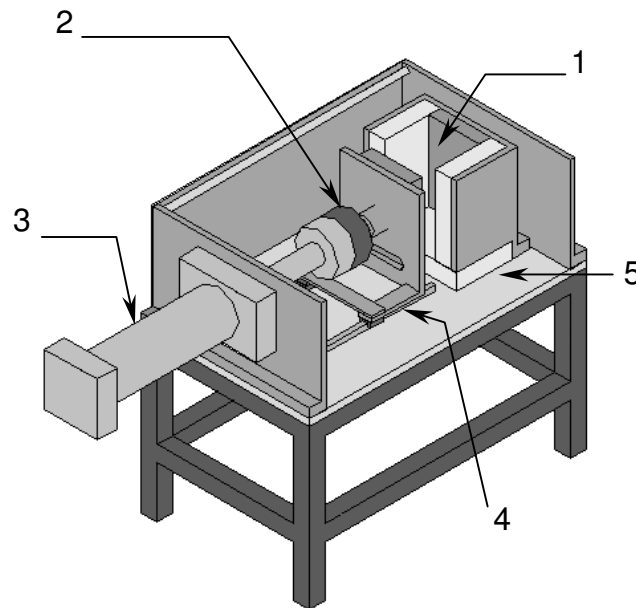


Figura1. Esquema do Simulador. 1) câmara de solidificação; 2) célula de carga; 3) cilindro com sensor de posição; 4) guias; 5) mesa.

Procedimento Experimental

O material base empregado na simulação foi um aço microligado ao V-Nb, de composição química apresentada na tabela 1, foi fundido em forno de indução de atmosfera não controlada de 35 kW e 9600Hz, e vazado no molde do simulador. Foram utilizados alumínio, Fe-75Si, CaSi e fluxante como adições à carga do cadinho instantes antes do vazamento (Finardi,1993). As condições da simulação foram de carga do cadinho entre 13,6 a 14,8 kg, temperatura de lingotamento entre 1560 e 1580°C, e tempo total dos experimentos em torno de 2 horas e trinta minutos.

Corrida	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Cu	Cr	Ni
2834609	0,092	1,500	0,234	0,014	0,006	0,038	0,024	0,079	0,010	0,020	0,010
2834625	0,086	1,450	0,302	0,015	0,006	0,035	0,037	0,072	0,020	0,020	0,010

Tabela 1. Composição química do material base (% em peso)

Para verificar a influência do tratamento termomecânico foi utilizado o planejamento estatístico completo aleatorizado por blocos, onde cada placa obtida foi considerada como um bloco e o tratamento em dois níveis, 1000 e 900°C, as temperaturas de

início de laminação de acabamento. Foi adotado um erro de 5% (α) de se rejeitar a hipótese nula (assumindo-se os valores iguais) e isto não ser verdadeiro. A análise de composição química resultante para as placas finas obtidas no simulador está na tabela 2.

Placa	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Cu	Cr	N
B	0,076	0,820	0,332	0,012	0,007	0,059	0,019	0,071	0,020	0,020	0,0115
C	0,072	0,890	0,349	0,014	0,008	0,097	0,023	0,071	0,019	0,024	0,0170
D	0,073	0,990	0,384	0,014	0,008	0,078	0,027	0,071	0,019	0,024	0,0130
E	0,074	0,980	0,368	0,014	0,007	0,082	0,022	0,073	0,016	0,022	0,0139

Tabela 2. Composição química das placas finas lingotadas no simulador LCPF.

As placas finas foram solidificadas com as dimensões de 160 mm de largura, de 190 a 220mm de altura e entre 40 e 42 mm de espessura, e foram resfriadas no molde do simulador até a temperatura ambiente. As placas foram cortadas em 4 corpos de prova cada uma, preparados conforme esquema mostrado na figura 2. As temperaturas durante as etapas de solidificação e posteriormente de laminação foram acompanhadas através de termopares tipo S e tipo K respectivamente.

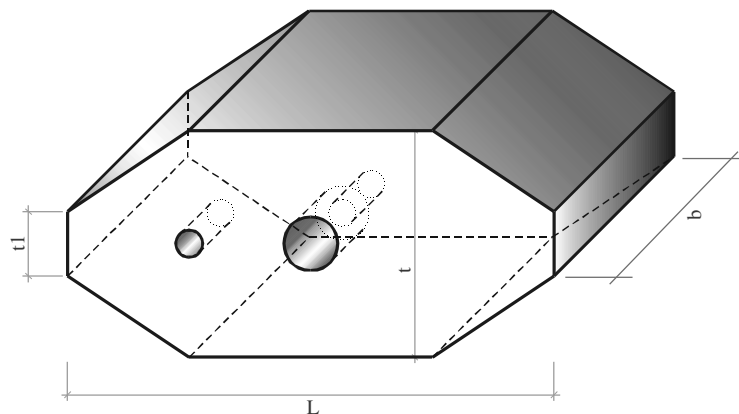


Figura 2. Corpo de prova para laminação (L : 90 mm; t_1 : 11 mm; b : 70 mm e t : 41mm)

A principal dificuldade da parte experimental esteve relacionada à laminação direta dos lingotes obtidos no simulador, em função da largura do laminador experimental só permitir corpos de prova de 80 mm de largura e as placas solidificadas possuírem 160 mm de largura. Assim, as experiências foram realizadas seguindo a rota *cold charge*, ou laminação do corpo de prova após o resfriamento e posterior reaquecimento antes da laminação. A microestrutura das placas finas que seguem direto para a laminação possui maior tamanho de grão austenítico e maior quantidade de elementos em solução (Priestner, 1995). Uma maneira de se simular esta condição foi aumentar a temperatura de encharque, para valores acima daqueles obtidos com as equações de solubilidade existentes, já que elas superestimam a quantidade de elementos em solução (Palmiere, 1994 e Kestenbach, 1998). Este aumento de temperatura no encharque associado ao tempo, poderia resultar também em crescimento de grão, que é a condição das

placas finas antes da laminação. As temperaturas de solubilização calculadas para os precipitados presentes nas placas finas de acordo com Irvine (1967) variaram de 447°C para o V_4C_3 a 1190°C para o AlN. A temperatura de encharque adotada então foi 1250°C, para garantir uma maior quantidade de elementos em solução e maior tamanho de grão austenítico. O tempo para o núcleo do corpo de prova atingir 1250°C foi de 20 minutos, e mais 20 minutos mantido nesta temperatura.

A sequência de laminação foi dividida em duas etapas, sendo a primeira executada nas temperaturas de 1150°, 1100° e 1050°C para todos os corpos de prova, com a redução verdadeira de espessura desta etapa de 50%, dada em três passes. Na segunda etapa a temperatura inicial para metade dos corpos de prova foi de 1000°C e para a outra metade de 900°C, com redução total de 80% em 5 passes, e tempos interpasses da ordem de 3 a 6 segundos. Alguns corpos de prova foram resfriados em água após a laminação de desbaste, outros logo após a laminação de acabamento, de forma a se observar a microestrutura nas etapas intermediárias. As demais seguiram para o equipamento de resfriamento controlado (Bustamante, 1998), e em seguida para o forno túnel para simular a etapa de bobinamento em temperatura de 550°C por duas horas, sendo resfriados ao ar logo após esta etapa. As amostras para a metalografia foram retiradas da região central dos corpos de prova laminados, mais próximos do termopar. Foram lixadas e polidas e em seguida atacadas com os reagentes indicados em cada micrografia. A microscopia eletrônica de varredura feita em amostras das placas C e D, que seguiram para a simulação do bobinamento confirmou a microestrutura observada ao microscópio ótico.

Resultados e discussão

O tamanho de grão austenítico anterior ao tratamento termomecânico aplicado foi medido em uma amostra da placa D, e é indicativo, visto não ter sido obtido de um corpo de prova exatamente igual aos que foram laminados, embora tenha sido submetido à mesma condição de tempo e temperatura. Pode-se estimar que o tamanho de grão austenítico inicial dos corpos de prova laminados ficou em torno de 200 μm , tomando-se como referência os dados de Mei (1985), para um aço com 0,03% de Nb e 0,2% de C, após aquecimento por uma hora, os de Palmiere (1994), para um aço com 0,08% de C e 0,03% de Nb e 0,095% de N e os medidos na micrografia da placa D conforme mostra a figura 3.

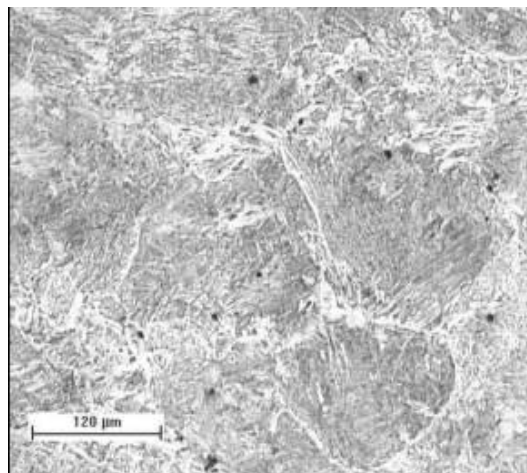


Figura 3. Microestrutura da amostra da placa fina C antes da laminação (Solução de ácido oxálico)

A microestrutura apresentada pelas amostras resfriadas em água logo após a etapa de desbaste (D) e logo em seguida ao acabamento (A) está apresentada na figura 4, sendo uma amostra retirada da placa C e outra da placa D.

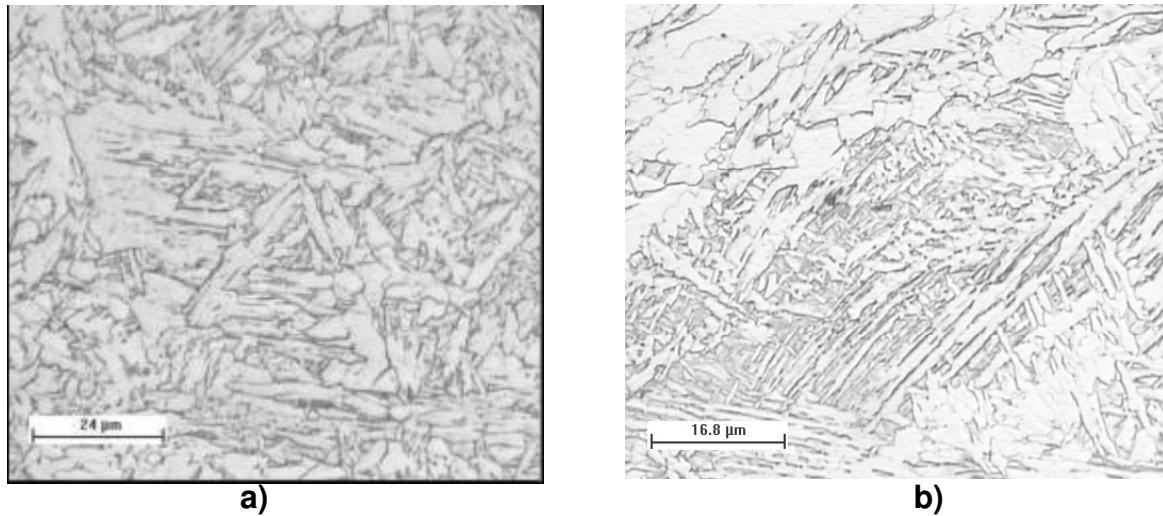


Figura 4. Microestruturas: a) C10-D região central com agulhas em formação triangular, típica de martensita, b) D9-A regiões com formação típica de martensita e bainita. (Nital 4%)

Os corpos de prova C10-D e C 9-D foram resfriados em água após o término da laminação de desbaste e as taxas de resfriamento ficaram em torno de 25°C/s. Já os corpos de prova D10-A e D 9-A tiveram suas taxas de resfriamento em torno de 50°C/s. A estrutura das quatro amostras é parecida entre si, coincidindo com o esperado pelo diagrama CCT do Atlas ASM (1991) para um aço microligado de composição similar, onde para estas taxas se obtém uma microestrutura constituída de ferrita, bainita e martensita.

Os corpos de prova que seguiram para a simulação do bobinamento (B) apresentaram microestrutura ferrítica perlítica com 5 a 10% de perlita, e tamanho de grão que sofreu influência da temperatura de início de laminação de acabamento variando de 11,5 μm para as amostras laminadas a 1000°C para 6,5 μm para as amostras que foram laminadas a 900°C.

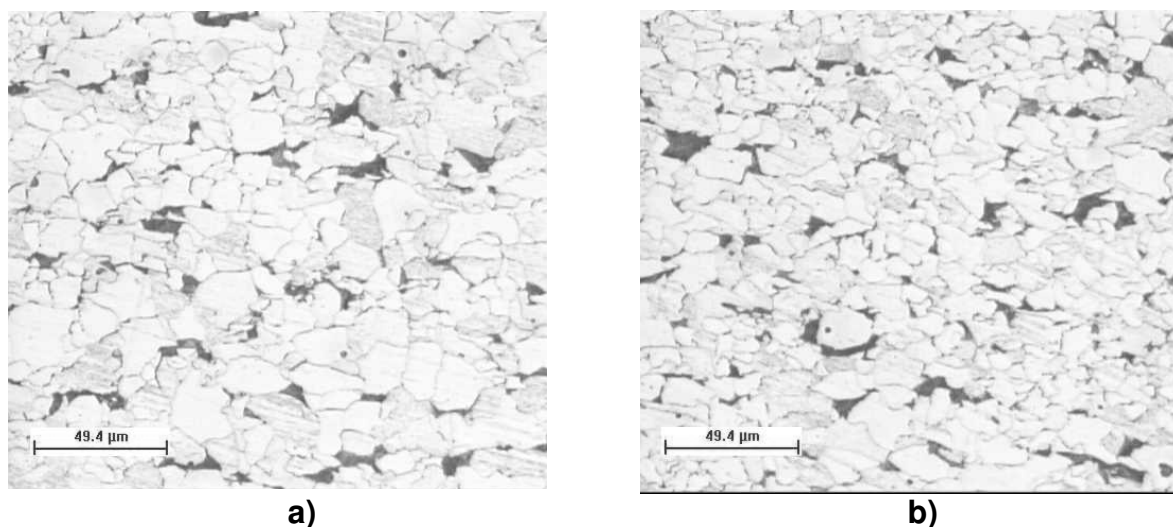


Figura 5. Seção transversal após a simulação do bobinamento: a)D10-B e b)D9-B (Nital 2%)

A figura 6 apresenta a micrografia da amostra obtida por microscopia eletrônica de varredura, onde se observa a estrutura perlítica, confirmando as micrografias óticas .

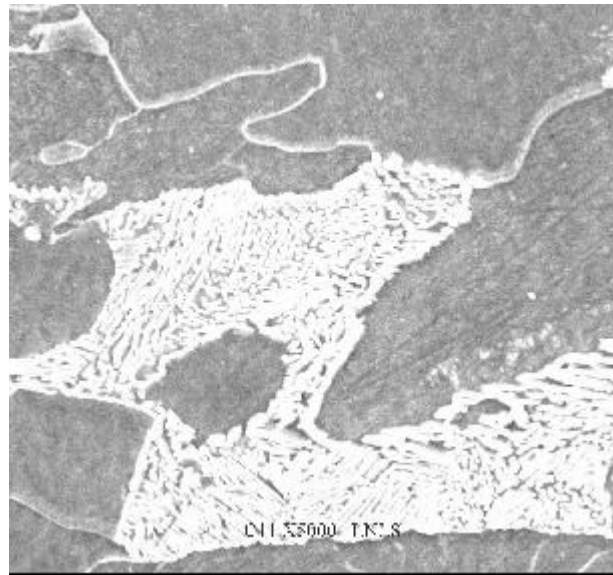


Figura 6. Micrografia da amostra C 10B obtida por microscopia eletrônica de varredura realizada no Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (5000 X) (Nital 2%)

A figura 7 apresenta os valores obtidos de tamanho de grão ferrítico e percentual de perlita nas amostras trabalhadas. A maior dispersão apresentada nas amostras laminadas a 1000°C pode ter sido resultado da combinação da alta temperatura desta etapa com os tempos interpassos, que permitiu não só uma maior recristalização mas também o crescimento dos grãos, tornando a estrutura mais heterogênea que a das amostras laminadas a 900°C.

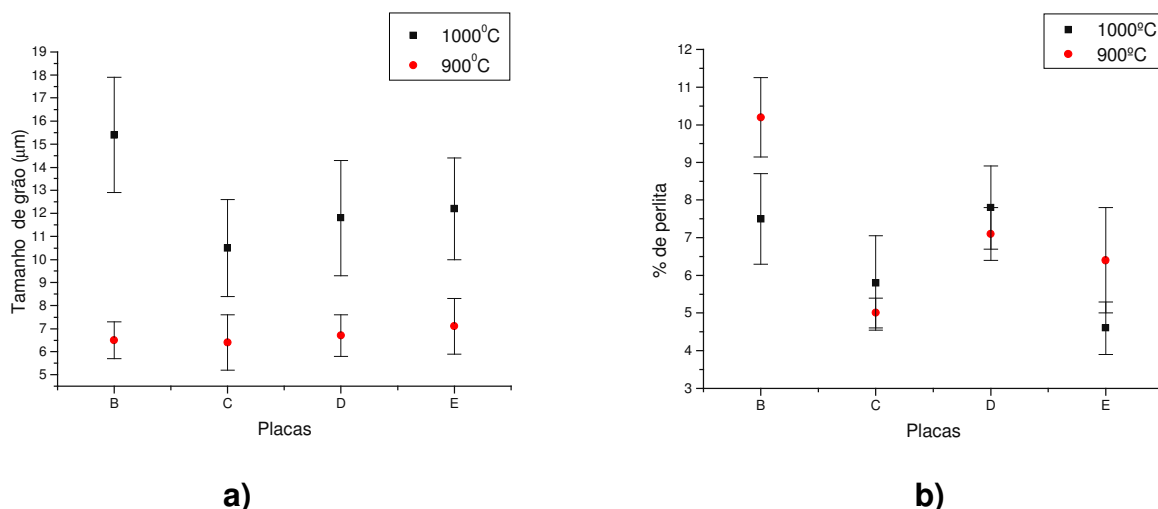


Figura 7.: a) Tamanho de grão ferrítico b) Percentual de perlita

A redução do tamanho de grão ferrítico com a redução da temperatura de laminação de acabamento de 1000 para 900°C é justificada pelo achatamento da austenita ocorrido na temperatura mais baixa, quando a recristalização entre os passes

passou a ser parcial (Sobral, 2000). Com a recristalização parcial ocorre um acúmulo de deformação na austenita que gera mais locais preferenciais de nucleação da ferrita poligonal, levando por isso a um tamanho de grão ferrítico menor. A tendência maior de achatamento da austenita na condição de laminação a 900°C pode ser observada nas micrografias da seção longitudinal das amostras D10A e D9A mostrada na figura 7.

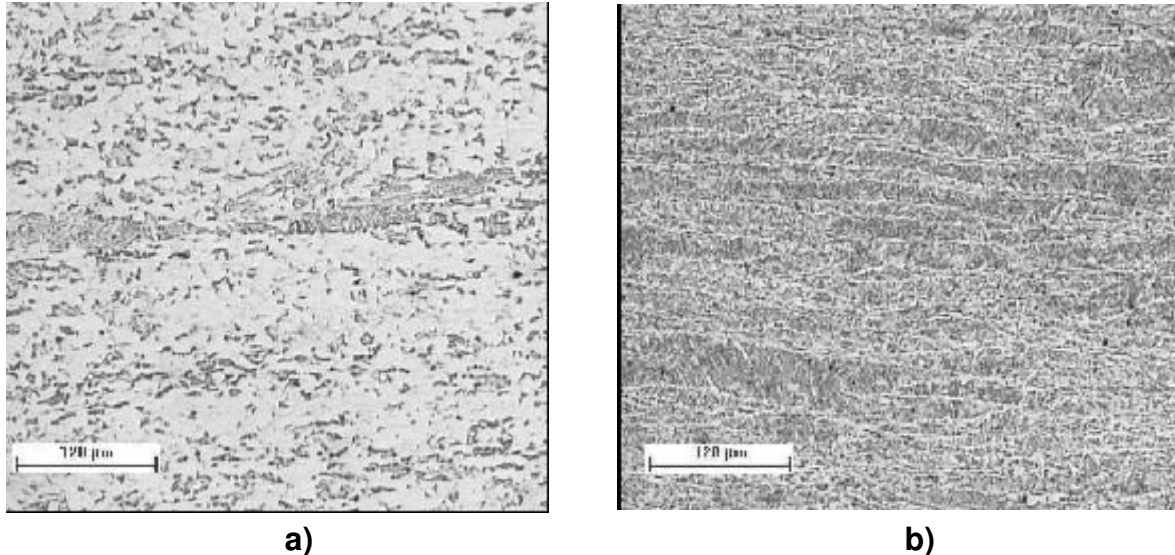


Figura 7. Seção longitudinal das amostras: a)D 10A B)D 9A (Solução de ácido oxálico)

Conclusões

O Simulador LCPF atendeu aos objetivos de simulação da produção de placas finas de aço microligado em escala de laboratório, conseguindo-se boa repetibilidade nesta etapa do experimento. Também na etapa de laminação foi possível se obter repetibilidade, quando se analisam os resultados de microestrutura para todas as amostras. A mudança da temperatura de início de laminação de acabamento de 1000°C para 900°C afetou significativamente apenas o tamanho de grão ferrítico, passando de 11 para 6,5 μm com a redução da temperatura de início de acabamento. A pequena variação de composição química entre as placas B, C, D e E não influenciou nas propriedades observadas e nem na estrutura final (ferrítica-perlítica com aproximadamente 5 a 10% de perlita). O refino de grão obtido com a laminação de acabamento a 1000°C foi obtido pela atuação da recristalização total entre os passes, enquanto que a 900°C o refino do grão teve contribuição também da deformação da austenita, em razão da recristalização parcial ocorrida entre os últimos passes, conforme mostra a microestrutura do corpo de prova resfriado em água logo após o acabamento.

Agradecimentos

Agradecemos aos participantes do Grupo de Projeto Placas Finas, Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos, Eng^{os} João Montesano, Fernando Gentile e Flávio Koiti, e ao Eng^o Emílício Cardoso, responsável técnico pelo Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA-FEM pelo apoio na realização das simulações de lingotamento e laminação. À CST (Companhia Siderúrgica de Tubarão), Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP Projeto 1997/2036-9) e à FINEP-RECOPE pelo apoio financeiro para a execução do

projeto e ao Laboratório Nacional de Luz Síncrotron, pelo uso do Microscópio Eletrônico de Varredura.

Referências

- ASM, Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels, 1991, G. F. Vander Voort, Ed.
- Birat, J. P., Recent advances in near-net shape flat steel manufacturing. *La Revue de Metallurgie CIT*, Nov. 1998, p.1387-1406.
- Brundtland Report, World Commission on Environment and Development, in: *Our Common Future*, April 1987, Oxford University Press.
- Bustamante, L. A. C.; Xavier, M. D.; Campos Jr., M. D. e Mei, P. R., Desenvolvimento de um sistema de resfriamento para a simulação laboratorial do resfriamento de tiras a quente. Anais do 36 Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos da ABM, Belo-Horizonte, M. G., Setembro de 1999, p. 69-77.
- Finardi, J., Refino e desoxidação de aço destinado a peças fundidas. Anais do CONAF 93 – Congresso Nacional de Fundição, [s.l.], 1993, p. 249-259.
- Gentile, F. C., Desenvolvimento de protótipo para simulação do processo de lingotamento contínuo de placas. Campinas: UNICAMP-FEM, 1999a, 91p. Dissertação (Mestrado).
- Gentile, F. C. *et al.*, Estudo do efeito da redução com núcleo líquido sobre a microestrutura e a segregação em placas finas de Pb-25%Sn. In: *Cobem 1999b*. Novembro.
- Gorni, A. A., Influência da composição química sobre as temperaturas críticas da laminação controlada. Seminário em Materiais e Processos IM-328^A. UNICAMP-FEM Setembro de 1998.
- Irvine, K. J. *et alli*, *JISI*, Feb. 1967, p.161 apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R., *Aços e Ligas Especiais*. 2^a ed. Sumaré, SP: Eletrometal S.A Metais Especiais, 1988, p. 213-214.
- Kaspar R. ; Zentara, N. e Herman, J. C., Direct charging of thin slabs of a Ti-microalloyed low carbon steel for cold forming. *Steel Research* v. 65, n. 7, 1994, p. 279-283.
- Kestenbach, H.-J., Dispersion hardening by niobium carbonitride precipitation in ferrite. *Material Science and Technology*. v. 13, Sep. 1997, p. 731-739.
- Mei, P. R. Efeitos de adições de nióbio no crescimento do grão austenítico de aços carbono. Parte II. Anais do 40^o Congresso Anual da ABM, Julho de 1985, Rio de Janeiro. COMFIT, p. 216 apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R. *Aços e Ligas Especiais*. 2^a ed., Sumaré, SP: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.
- Palmiere, E. J.; Garcia, C. I.; DeArdo, A. J., Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing Nb. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 25, Feb. 1994, p. 277-286.
- Priestner, R. e Zhou, C., Simulation of microstructural evolution in Nb-Ti microalloyed steel during hot direct rolling. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 22, n. 4, 1995, p. 326-332.
- Sobral, M. D. C., Tratamento Termomecânico de Placas Finas de Aço Microligado, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000, 91 p. Dissertação (Mestrado).

EFFECT OF TERMOMECHANICAL TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE OF MICROALLOYED STEEL PRODUCED IN A THIN SLABS CONTINUOUS CASTING SIMULATION¹

Maria Dorotéia Costa Sobral²
Paulo Roberto Mei³

Abstract. The searching for new technologies that aim the reduction of costs, and at the same time takes care of the increase of quality and productivity, has taken the steel plants in the entire world, to the development of the processes near-net shape casting. The thin slabs continuous casting (TSCC) is already sufficiently spread out in other countries. In this work it will be presented the results of microstructure of microalloyed steel thin slabs (0,07%C, 0,07%V and 0,02%Nb) with 41 mm of thickness, hot rolled in an experimental rolling mills, in two conditions of finishing temperature (1000 and 900°C). The thin slabs had been solidified in TSCC Simulator, equipment designed and constructed in the Materials Engineering Department of the College of Mechanical Engineering - UNICAMP. For all the samples that had followed the path of the experimental rolling until the simulation of the coiling, the observed microstructure was ferritic-pearlitic with 5 to 10% of pearlite. The rolled samples at 1000 and 900°C had respectively presented size of ferritic grain of 11 and 6.5µm.

Key words: *near-net shape casting*, thin slabs, microstructure