

EFEITO DO TRATAMENTO TERMOMECÂNICO NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DE PLACAS FINAS DE AÇO MICROLIGADO OBTIDAS EM ESCALA DE LABORATÓRIO

Maria Dorotéia Costa Sobral (1,2) Paulo Roberto Mei (2)

- (1) Centro Federal de Educação Tecnológica da Bahia CEFET-Ba. Departamento de Tecnologia Mecânica e Materiais. Salvador – Bahia
(2) Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, C.P. 6122, CEP-13083-970. Campinas – SP.

Resumo. Em vários países algumas siderúrgicas já vêm aplicando o lingotamento contínuo de placas finas (LCPF), onde as espessuras ao final do processo variam de 40 a 90 mm, com o objetivo de aumentar a flexibilidade e a produtividade e ao mesmo tempo reduzir custos. Um equipamento que simula os efeitos do processo de lingotamento na estrutura de placas finas foi recentemente desenvolvido no Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Este equipamento permite a simulação da etapa de solidificação do lingotamento contínuo a partir de um molde de placas de cobre refrigeradas a água. Neste trabalho são apresentados os resultados obtidos com a aplicação de tratamento termomecânico em 4 placas de aço microligado (0,07%C, 0,07%V e 0,02%Nb) obtidas em forno de indução sem controle da atmosfera e solidificadas no equipamento simulador. Com espessuras em torno de 41mm, as placas foram resfriadas e posteriormente aquecidas e laminadas em duas condições de laminação de acabamento (1000 e 900°C). Apenas a tensão de escoamento sofreu influência significativa da redução da temperatura no acabamento, elevando seu valor em média de 400 MPa para 420 MPa. São estimadas as contribuições de aumento de resistência por refino de grão, solução sólida e precipitação de carbonitretos.

Palavras Chave: Near-Net Shape Casting, Lingotamento Contínuo, Aço microligado V-Nb.

EFFECT OF TERMOMECHANICAL TREATMENT ON THE MECHANICAL STRENGTH OF MICROALLOYED STEEL PRODUCED IN A THIN SLABS CASTING SIMULATION

Abstract. The steelmaking industry in several countries has applied the thin slabs continuous casting technology, which produces 40 to 90 mm thickness slabs, in order to improve the flexibility, productivity and to reduce costs. An equipment that simulates the effects of the casting process under microstructure of thin slabs was recently developed in the College of Mechanical Engineering- UNICAMP- Materials Engineering Department. This equipment

allows the simulation of the solidification stage of the continuous casting using a copper walls mold cooled by water. In this paper will be presented the results obtained with the thermomechanical treatment on four microalloyed steel thin slabs (0,07%C, 0,07%V, 0,02%Nb), melted in an induction furnace without controlling of atmosphere and solidified in the Simulator. These slabs (41mm thickness) were cooled and after that re-heated and rolled in two conditions of finishment temperature (1000 and 900°C). Only the yield strength was meaningfully affected with the reduction in the finishment rolling temperature, raising its valor from 400 MPa to 420 MPa. It will be estimated the contributions in raising the strength by grain refinement, solid solution and precipitation strengthening.

Key-words: Near-net shape casting, continuous casting, microalloyed steel V-Nb

Introdução. A indústria siderúrgica em todo o mundo vem incorporando modificações significativas em seus processos tecnológicos, de forma a se adequar tanto ao mercado globalizado quanto às exigências do desenvolvimento sustentado. Pelo menos desde as duas últimas décadas, tem sido dado grande ênfase à melhoria de qualidade dos produtos, obtida com maior produtividade, flexibilidade de atendimento ao mercado e ao mesmo tempo com menor consumo de energia e maior controle ambiental. Dentre as novas tecnologias que visam estes aspectos, destaca-se a do lingotamento contínuo de placas finas, por ser uma extensão do lingotamento contínuo convencional, mas que produzem placas com espessuras que variam de 40 a 90mm em média, podem sofrer redução de espessura com o núcleo ainda líquido e podem ser laminadas diretamente após o lingotamento com redução do número de etapas de processo e economia de energia (Birat, 1998). As rotas de laminação que podem ser seguidas pelas placas obtidas no lingotamento contínuo são por carregamento direto, quando são laminadas logo em seguida ao lingotamento, por carregamento a quente, quando o resfriamento das placas se dá apenas até logo abaixo da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e logo reaquecidas até a temperatura de laminação, e por carregamento a frio, quando acontece o resfriamento até temperaturas bem abaixo da temperatura de transformação antes de serem reaquecidas. As duas primeiras rotas modificam a microestrutura do material se comparada com o carregamento a frio, rota seguida pelas placas grossas, principalmente quando consideramos os aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL), já que a presença de carbonitretos precipitados nesta rota tem papel significativo em ancorar os contornos de grãos e por sua vez impedir o crescimento excessivo dos grãos na fase de encharque antes da

laminação. Este papel exercido pelos precipitados não dissolvidos na etapa de encharque é reduzido se as placas seguem as rotas de carregamento direto e à quente, visto se ter nestas condições uma maior quantidade dos elementos em solução (Priestner, 1995). Estes aços se caracterizam pela alta resistência mecânica associada à boa soldabilidade e tenacidade. A contribuição para o aumento da resistência nestes aços é dada pelo refino do grão, por solução sólida e pelo endurecimento por precipitação. Embora a contribuição por refino de grão seja significativa e importante porque também contribui para melhoria da tenacidade, o endurecimento por precipitação também pode contribuir muito, principalmente se os principais modos de precipitação ocorrem na transformação interfásica ou nas discordâncias da ferrita (Kestenbach, 1997 e Itman, 1997). Neste trabalho serão apresentados os resultados de resistência mecânica obtidos para 4 placas finas de aço microligado (0,07%C, 0,07%V, 0,02%Nb), obtidas por fusão em forno de indução sem controle de atmosfera e solidificadas no Simulador de Lingotamento de Placas Finas com espessura média de 41mm. Os corpos de prova de laminação preparados a partir das placas finas foram laminados a quente em um laminador experimental FENN de 50 ton. Os objetivos do trabalho foram confirmar o desempenho do Simulador para uso com aço microligado e a repetibilidade dos experimentos, e quanto ao tratamento termomecânico, verificar a influência da temperatura de início de laminação de acabamento sobre a resistência mecânica do material obtido.

Procedimento Experimental. A simulação da etapa de solidificação do processo pôde ser executada a partir do projeto de um equipamento construído para este fim (Gentile, 1999) Simulador de Lingotamento de Placas Finas, cujo esquema é mostrado na figura 1.

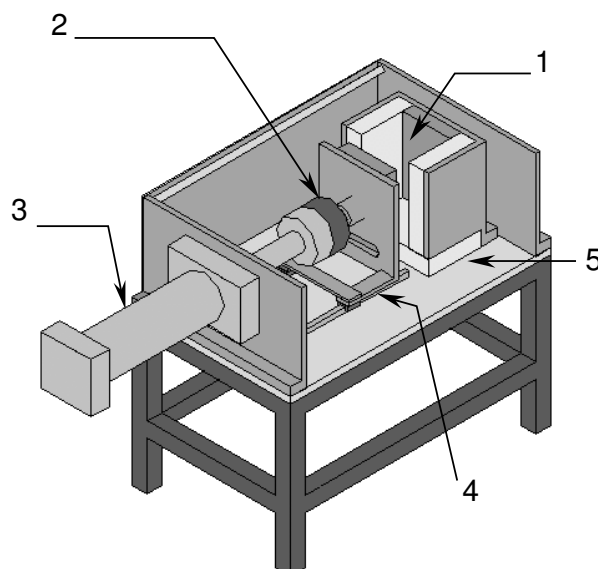


Figura 1. Esquema do simulador: 1) molde; 2) célula de carga; 3) cilindro com sensor de posição; 4) guias e 5) mesa

A matéria prima empregada na simulação do lingotamento de placas finas foi um aço microligado ao V-Nb, de composição química apresentada na tabela 1. Este material foi fundido no forno de indução de atmosfera não controlada de 35 kW e 9600Hz, e vazado no molde do simulador. Foram usadas como adições ao banho instantes antes do vazamento, alumínio, Fe-75Si, CaSi e fluxante (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 de cada simulação em torno de 2 horas e trinta minutos.

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

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

Para verificar a influência do tratamento termomecânico foi utilizado o planejamento estatístico 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 obtidos como iguais) e isto não ser verdadeiro. A análise de composição química resultante para as placas finas obtidas no simulador está na tabela 2.

Tabela 2. Composição química das placas finas lingotadas no simulador de LPF

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

As placas finas foram solidificadas com dimensões de 160 mm de largura, 190 a 220 mm de altura e espessura entre 40 e 42 mm de espessura, e foram resfriadas no molde do simulador até a temperatura ambiente. Cada placa foi cortada em 4 corpos de prova, preparados

conforme esquema mostrado na figura 2. As temperaturas durante as etapas de solidificação e posteriormente de encharque e laminação foram acompanhadas através de termopares tipo S e tipo K respectivamente.

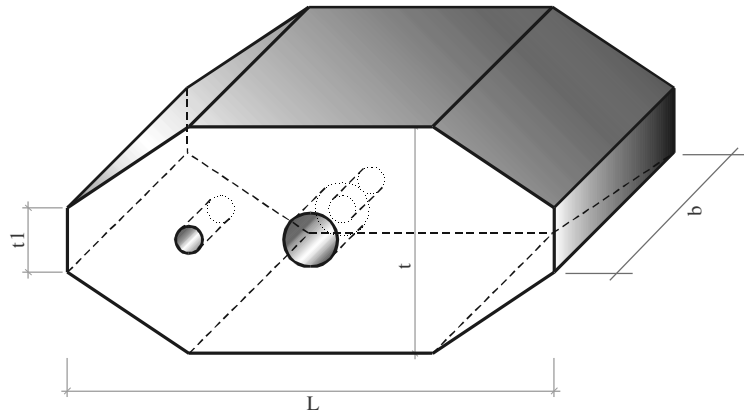


Figura 2. Corpo de prova de laminação (L: 90 mm; t1: 11mm; b: 70mm e t: 41mm)

A dificuldade encontrada na realização da parte experimental foi a incompatibilidade da largura do laminador experimental disponível, de 80 mm, com a largura das placas solidificadas no simulador, de 160 mm, impedindo a rota denominada de carregamento direto. Por isso a rota adotada neste experimento foi a do carregamento a frio, com o resfriamento das placas dentro do molde do simulador até a temperatura ambiente. Priestner (1995) verificou no estudo da evolução da microestrutura de placas finas laminadas diretamente que estas possuem uma maior quantidade de elementos em solução e que por falta de precipitados suficientes para ancorar os contornos de grão, possuem um tamanho de grão austenítico maior se comparadas com as placas grossas que foram resfriadas e reaquecidas à mesma temperatura antes da laminação. A forma adotada para simular estas condições 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). Por isso a escolha da temperatura de encharque em 1250°C durante 40 minutos, já que as temperaturas de solubilização calculadas para os precipitados possíveis nestas placas de acordo com Irvine (1967) variaram de 447°C para o V_4C_3 a 1190°C para o AlN. A seqüência 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 redução verdadeira

de espessura de 50%, 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, o que resultou em espessura final dos corpos de prova de 12 mm em média, e tempos interpasses da ordem de 3 a 6 segundos. O resfriamento controlado após o desbaste deu-se com taxa da ordem de 3,0°C/s e em seguida foi simulado o bobinamento em forno túnel na temperatura de 550°C. Do material laminado foram preparados os corpos de prova reduzidos para teste de tração conforme ASTM E8M (1997).

Resultados e discussão. Do teste de tração foram medidos o limite de escoamento inferior, o limite de resistência, e a ductilidade através do alongamento. Os corpos de prova das placas B, D e E apresentaram fratura dúctil característica dos aços com baixo teor de carbono. Os corpos de prova da placa C apresentaram fratura diferenciada das demais placas, evidenciando após a fratura a presença de porosidades e inclusões na região útil da amostra, por isso tiveram seus resultados descartados na análise estatística. Outra hipótese a ser considerada diz respeito ao teor de nitrogênio detectado nesta placa em valor superior às demais. A figura 3 apresenta os valores de tensão de escoamento inferior e limite de resistência para as amostras das placas B, D e E.

O método estatístico empregado revela que os valores de tensão de escoamento e de limite de resistência encontrados, para as placas laminadas analisadas (B, D e E), não diferem entre si, indicando que a pequena variação da composição química entre elas, mostrada na tabela 2, não foi suficiente para influenciar estes parâmetros, em seu conjunto.

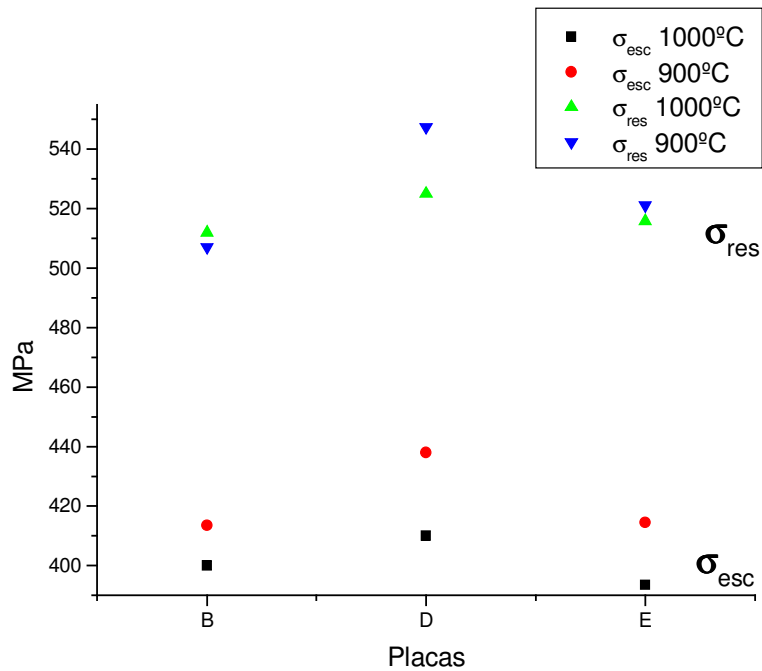


Figura 3. Tensão de escoamento e limite de resistência obtidos no teste de tração para amostras com início da laminação de acabamento em 900 e 1000°C

As propriedades obtidas no teste de tração e o tamanho de grão ferrítico médio medido nas amostras preparadas para metalografia (Sobral, 2000a) encontram-se na tabela 3.

Tabela 3. Propriedades obtidas com a laminação das placas finas B, D e E, produzidas em escala de laboratório

Corpo de prova	Tamanho de grão ferrítico médio (μm)	σ_{esc} teste de tração) (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
B 1000°C	15,4	400	512	24
B 900°C	6,5	413	507	24
D 1000°C	11,8	410	525	22
D 900°C	6,7	438	547	29
E 1000°C	12,2	393	516	29
E 900°C	7,1	415	521	24

Os resultados obtidos neste trabalho estão coerentes com os dados apresentados por Korchynsky (1999) como propriedades típicas de aços ARBL, de composição química similar, produzidos pela tecnologia de placas finas, mostradas na tabela 4.

Tabela 4. Propriedades típicas de aços ARBL produzidos pela tecnologia de placas finas (Korchynsky, 1999)

Esp. (mm)	C (%)	Mn(%)	V(%)	Nb(%)	N(%)	sesc (MPa)	L. Res. (MPa)	Al (%)	d α (μ m)
4,8	0,06	1,5	0,11	0,02	0,0193	597	681	24	4,8
6,0	0,04	0,9	0,08	-	0,0136	460	522	27	6,5
9,6	0,04	0,7	0,05	-	0,0120	420	500	25	11,5
9,6	0,05	0,6	0,03	-	0,0100	364	462	26	11,9

A mudança da temperatura do início da laminação de acabamento de 1000°C para 900°C provocou um aumento da tensão de escoamento, nas três placas analisadas conforme o método estatístico apresentado. Este aumento da tensão de escoamento pode ser justificado a princípio pela redução do tamanho de grão ferrítico conseguido com o tratamento a 900°C.

Este refino de grão, de aproximadamente 200 μ m para 11,5 μ m na primeira condição (1000°C) e 6,5 μ m para a segunda (900°C) (Sobral, 2000b), foi obtido por recristalização estática entre os passes da etapa de desbaste, realizada a temperaturas mais altas (mínimo de 1050°C), e por recristalização estática e dinâmica na etapa de acabamento, além do achatamento da austenita obtido nos últimos passes da laminação. Nesta segunda etapa a provável precipitação de carbonitreto de Nb, mesmo presente em pequena quantidade (0,02% em peso), em comparação com o vanádio (0,07%), contribuiu para o *pankaging* da austenita. Os tempos interpases na etapa de desbaste foram longos (17 a 22 s) o suficiente para permitir a recuperação estática e dinâmica e a recristalização estática, para refinar o grão austenítico. Como a etapa de desbaste é feita em altas temperaturas, a solubilidade dos elementos microligantes é maior, o que evita a precipitação e permite que seja dado o tempo para a recristalização. Já na etapa de acabamento, com a diminuição da temperatura a solubilidade diminui, e a possibilidade da precipitação aumenta. Neste caso, um tempo interpasse longo que garantisse a recristalização estática levaria à precipitação dos carbonitreto. Na laminação controlada das placas grossas de aços microligados ao Ti e Nb principalmente, aguarda-se o

tempo necessário até se atingir a temperatura de parada de recristalização (T_{SR} Stop-Recrystallization Temperature), quando se dá início à precipitação induzida pela deformação. Estes precipitados atuam impedindo a recristalização (Hansen, 1980), garantindo com isso o achatamento da austenita. Nos aços sem titânio, com baixo teor de nióbio e um maior percentual de vanádio, como neste caso, o refino de grão por recristalização passa a ter uma maior importância. Assim, as temperaturas adotadas para a laminação de acabamento estavam acima de T_{SR} , e o refino aconteceu também com uma provável contribuição da recristalização dinâmica, em função dos menores tempos interpases (de 2 a 6 s) levarem a uma menor recuperação/recristalização entre passes, o que garante acúmulo de discordâncias suficiente para que ocorra a recristalização dinâmica (Bowden, 1991) no passe seguinte. Como a solubilidade do vanádio é maior que a do nióbio, pode-se esperar que nas temperaturas adotadas de laminação de acabamento, certa quantidade tenham permanecido em solução, permitindo a posterior precipitação, na interface da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, nas discordâncias da ferrita ou na ferrita (Kestenbach, 1997 e Itman, 1997).

Uma forma de se estimar a contribuição da composição química e do tamanho de grão para aços de baixo carbono é usando-se a equação de Pickering (1978), e a partir destes chegar-se a um valor de contribuição dada pela precipitação e pela microestrutura de discordâncias.

$$\sigma_{esc} = 15,4 \left[3,5 + 2,1(\%Mn) + 5,4(\%Si) + 23(\%Nf) + 1,13d^{-\frac{1}{2}} \right] \quad (1)$$

Os resultados obtidos com a equação 1 e com os testes de tração estão apresentados na tabela 5.

Tabela 5. Tensão de escoamento por Pickering (1978) e obtidas no teste de tração

Corpo de prova	σ_{esc} (teste de tração) (MPa)	σ_{esc} (eq. 1) (MPa)	$\Delta \sigma_{esc}$ (MPa)
B 1000°C	400	250	150
B 900°C	413	325	88
D 1000°C	410	280	130
D 900°C	438	332	106
E 1000°C	393	275	118
E 900°C	415	325	90

A verificação dos valores de tensão de escoamento advindos da contribuição por endurecimento por precipitação poderá ser feita através do uso da microscopia eletrônica de transmissão, técnica de investigação dos microligados que vem sendo bastante utilizada desde o início da década de 60, e que tem apresentado resultados significativos (Kestenbach, 1998).

Conclusões. O Simulador de Lingotamento de Placas Finas do Departamento de Engenharia de Materiais da FEM-UNICAMP 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 do método estatístico aleatorizado por blocos. A mudança da temperatura de início de laminação de acabamento de 1000°C para 900°C afetou significativamente apenas a tensão de escoamento, elevando seu valor de 400 MPa para 420 MPa em média, compatível com a redução do tamanho de grão ferrítico obtido, que passou de 11 para 6,5 μm .

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 Emílcio Cardoso, responsável técnico pelo Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA-FEM pelo apoio na realização das simulações de lingotamento e laminação. A 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.

Referências Bibliográficas

- ASTM E8M-97. Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials [M].
- Birat, J. P., Recent advances in near-net shape flat steel manufacturing. *La Revue de Metallurgie CIT*, Nov. 1998, p.1387-1406.
- Bowden, J. W.; Samuel, F. H. e Jonas, J. J., Effect of interpass time on austenite grain refinement by means of dynamic recrystallization of austenite. *Metallurgical Transactions A*, v. 22, Dec. 1991, p. 2947-2957.
- 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).
- Hansen, S. S.; Vander Sande, J.B. e Cohen, M., Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 11, Mar. 1980, p. 387-402.
- Irvine, K. J. *et alli*, *JISI*, Feb. 1967, p.161 apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R., *Aços e Ligas Especiais*. 2ª ed. Sumaré, SP: Eletrometal S.A Metais Especiais, 1988, p. 213-214.
- Itman, A., Cardoso, K. R. e Kestenbach, H.-J., Quantitative study of carbonitride precipitation in niobium and titanium microalloyed hot strip steel. *Materials Science and Technology*. v. 13, Jan. 1997, p. 47-55.
- Kestenbach, H.-J., Dispersion hardening by niobium carbonitride precipitation in ferrite. *Material Science and Technology*. v. 13, Sep. 1997, p. 731-739.
- Kestenbach, H.-J., Transmission Electron Microscopy of Carbonitride Precipitation in Microalloyed Steels. *Acta Microscopica*. v. 7, n. 1, Jul. 1998, p. 22-33.
- Korchynsky, M., New steels for new mills. *Scandinavian J. of Metallurgy*. v. 28, 1999, p. 40-45.
- 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.
- Pickering, F. B., *Physical metallurgy and the design of steel*. 1978. London, Applied Science, p. 63.
- 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, 2000a, 91 p. Dissertação (Mestrado).
- Sobral, M. D. C. e Mei, P. R., Efeito do tratamento termomecânico na microestrutura de aço microligado obtido na simulação de lingotamento contínuo de placas finas. Trabalho a ser apresentado no XXXVII Seminário de Laminação- Processos e Produtos Laminados Revestidos. Curitiba-PR. Brasil. 20 a 22/09/2000b.