

EFEITO DA TEMPERATURA DE LAMINAÇÃO NA ESTRUTURA E
PROPRIEDADES DE AÇOS PERLÍTICOS MICROLIGADOS COM NÍOBIO⁽¹⁾

Paulo Roberto Mai⁽²⁾

RESUMO

Foi estudado o efeito da temperatura de laminação (900, 1100 e 1250 °C) em aços 0,81 C, 12 Mn com e sem adição de 0,032 Nb, após redução total de 34% e resfriamento ao ar. Foram realizados ensaios de dureza, tração, determinação do diâmetro do grão austenítico e do espaçamento interlamelar mínimo da perlita. Para todas as temperaturas de laminação empregadas o nióbio restringiu o crescimento do grão austenítico, e reduziu a temperatura da transformação austenita-perlita, o que provocou uma redução no espaçamento interlamelar mínimo da perlita, com conseqüente aumento de resistência mecânica dos aços. Também foi observado que o endurecimento da perlita (via precipitação de Nb (C,N) na ferrita da mesma) e que a contribuição do contorno da colônia perlítica na dureza destes aços era desprezível se comparado ao efeito do nióbio de reduzir o espaçamento interlamelar da perlita.

O aumento da temperatura de laminação e a adição de nióbio favoreceram a formação de perlita degenerada com acenentita em forma de finos feixes, em vez da estrutura lamelar clássica.

1 - Contribuição Técnica apresentada no 47º Congresso Anual da ABM
Agosto de 1992, Belo Horizonte, M.G.

2 - Professor Adjunto do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade
de Engenharia Mecânica da UNICAMP

1 - INTRODUÇÃO

Aços de alto teor de carbono (0,60 a 0,80% C) microligados com vanádio e/ou nióbio têm sido utilizados em trilhos ferroviários (0,69 a 0,82% C)⁽¹⁾, fio máquina (0,75 a 0,80% C)⁽²⁾ e molas (0,60% C)⁽³⁾.

Embora estas aplicações tenham crescido bastante na década de 80, os efeitos dos elementos microligantes (Nb, V e Ti) na estrutura e propriedades destes aços ainda não são bem conhecidos, e isto, às vezes, é uma barreira à aplicação mais intensiva dos mesmos. Para contribuir neste aspecto, este trabalho foi realizado, objetivando quantificar os efeitos da temperatura de laminação na estrutura (diâmetro de grão austenítico e espaçamento interlamelar da perlita) e nas propriedades mecânicas (macro dureza, microdureza da perlita, limite de escoamento e de resistência, alongamento e redução da área) de aços com 0,82 C, 11 Nb, com e sem adição de 0,031 Nb.

2 - DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

Os aços deste trabalho foram preparados em forno de indução a vácuo, em lingotes de 5 kg. Os lingotes foram aquecidos a 1250 °C por 9 horas, sendo em seguida forjados entre 1070 a 900 °C (temperaturas de início e final de forjamento) para barras quadradas de 30 mm. O resfriamento foi ao ar e as microestruturas resultantes eram perlíticas.

Na tabela I encontram-se as composições químicas destes aços.

Aço	I em peso			ppm	
	C	Mn	Nb	O ₂	N ₂
R	0,75	1,03	-	20	30
BN	0,75	1,01	0,026	15	18

Tabela I. Composição química dos aços

As barras quadradas foram aquecidas a 900, 1100 ou 1250 °C por 1 hora e laminadas em seguida em 2 passes com redução total de 34%, seguindo-se resfriamento ao ar.

Utilizou-se um laminador FENN-051 com cilindro de aço polido de 66,7 mm de raio, sem lubrificação, girando a 45 rpm.

Para se medir o espaçamento interlamelar da perlita, as amostras foram polidas até a pasta 1 µm e atacadas profundamente com nital 2X. Essas amostras foram observadas em microscópio eletrônico de varredura CAMBRIDGE Si-10, com aumento entre 5.000 a 12.000X. Foram contadas as lamelas de cementita centradas em uma linha padrão de 20 µm. A partir disso era calculado o espaçamento interlamelar. As regiões escolhidas eram aquelas que apresentavam as lamelas mais finas de cementita, e por isso essa medida foi denominada de "Espaçamento Interlamelar Mínimo". Ocorre que, como os aços foram transformados por resfriamento contínuo, houve formação de perlita em diferentes temperaturas, e, por consequência, com diferentes espaçamentos interlamelares. O termo "mínimo" denota a perlita desenvolvida nas temperaturas mais baixas da transformação austenita-perlita, onde a mesma ainda era estável.

Quando havia um contraste bem visível do contorno do antigo grão austenítico, o diâmetro do grão austenítico era medido por intersecção linear⁽⁴⁾. Em amostras onde era difícil de se delinear o contorno do grão austenítico utilizou-se o método comparativo de padrões da ASTM convertendo-se em diâmetro médio⁽⁵⁾. Para cada amostra foram realizadas 10 medidas.

A microdureza da perlita foi medida com um equipamento LEITZ WEITZLAR com carga de 1,96 N (200 gf). O tempo de aplicação das cargas foi de 30 segundos e foram realizadas 20 medidas em cada amostra.

A macrodureza foi obtida em um equipamento VBE-modelo HPO-230 com carga de 1839 N (187,5 kgf) e esfera de aço de 2,5 mm. O tempo de aplicação da carga foi de 30 segundos, sendo realizadas 10 medidas em cada amostra.

Os ensaios de tração foram realizados em uma Máquina Universal de Ensaio

com acionamento hidráulico da Mohr-Federhaff. Foram retiradas 2 corpos de prova de cada barra, simétricos à linha de centro da mesma para a realização do ensaio de tração.

3 - APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Na tabela II são apresentados os dados obtidos nos diferentes ensaios e na figura 1 a estrutura perfitica após a laminação seguida de resfriamento ao ar. Na figura 2 observa-se também que os aços com e sem nióbio estavam totalmente recristalizados, o que está de acordo com os dados do tamanho do grão austenítico antes e após a laminação (tabela II).

Pela figura 3 nota-se que o aumento da T.L. (temperatura de laminação) resultou num aumento da resistência mecânica tanto nos aços carbono como nos aços carbono-nióbio. Com o crescimento do grão austenítico aumenta a dificuldade de nucleação da perlita, devido à diminuição das áreas de contorno, que são os substratos para a formação da perlita. Com isso a perlita forma-se em temperaturas menores, o que leva a uma redução no seu espaçamento interlamelar (figura 4), com aumento significativo da resistência mecânica. A figura 5 correlaciona o tamanho do grão austenítico com o espaçamento interlamelar mínimo. Observa-se que o aumento do grão austenítico levou a uma redução no S_0 min. independentemente do aço conter ou não nióbio. Nesta figura nota-se que para o mesmo tamanho de grão austenítico o aço com nióbio apresentou um menor S_0 min. Isto decorre do fato de que o nióbio em solução na austenita retarda a formação da perlita, e com fato a mesma é formada em temperaturas menores, reduzindo o espaçamento interlamelar. Isto já havia sido observado em transformações isotérmicas⁽⁶⁾ e foi confirmada em resfriamento contínuo, posteriormente⁽⁷⁾ (figura 6). Na figura 6 observa-se que o nióbio abaixou o patamar de transformação austenita - perlita em aproximadamente 30 ° C.

Observa-se ainda na figura 6 que a passagem das amostras no laminador não

Aço-Tempz estura	σ esc (MPa)	σ max (MPa)	Alonga- mento (%)	Redução de área (%)	Número de grãos austeníticos (μm)			S ₀ min (μm)	R _p Yickers	Microdureza (BRINELL)
					Aços	Agua	Agua			
8 -900	51920	86627	11,840,2	35,840,6	90	6224	0,1320,04	300230	27745	
8N-900	49422	93520	12,720,3	36,020	15	10	0,2220,02	306212	27719	
8 -1100	53322	99124	9,920,7	31,450,2	1000	132210	0,1820,02	308226	29827	
8N-1100	57210	103214	10,920,1	33,020,6	130	3027	0,1820,02	321215	298210	
8 -1150	608212	103022	8,220,2	17,311,3	1800	333251	0,1820,02	329218	298226	
8N-1150	73222	111923	4,020	7,120,2	1000	316250	0,1620,02	337220	322211	

S₀ min = espaçamento interlamelar mínimo da perlita

R_p = microdureza da perlita

Tabela II - Resultados dos ensaios de tração, dureza e caracterização morfológica dos aços.

* Dados em densidade obtidos pelo método de comparação ASTM e dados com densidade obtidos por intersecção linear.

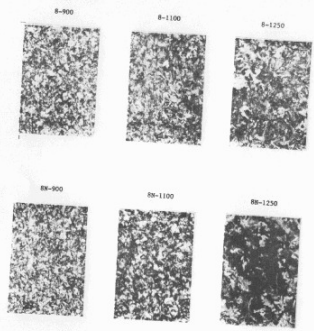


Fig. 1 - Microestrutura dos aços 0,82 C, com e sem adição de nióbio, após laminação em diferentes temperaturas. Nital 60X

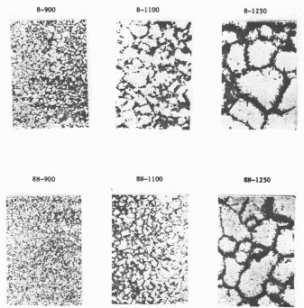


Fig.2 - Regiões parcialmente transformadas do aço 0,82 C, com e sem adição de nióbio, após laminação em diferentes temperaturas, seguida de câmara diferencial em água. Nital, 70X .

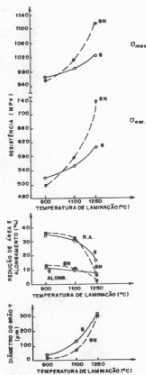


Figura 3 - Propriedades mecânicas e tamanho de grão austenítico de aços 0,81 C, com e sem adição de nióbio, laminados em diferentes temperaturas.

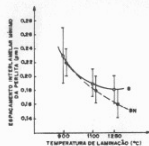


Figura 4 - Espaçamento interlamelar mínimo em função da temperatura de laminação para aços 0,81 C, com e sem adição de nióbio.

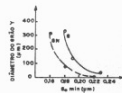


Figura 5 - Correlação entre o diâmetro do grão austenítico e o espaçamento interlamelar mínimo ($\lambda_{0 \text{ min}}$) para aços 0,81 C, com e sem adição de nióbio

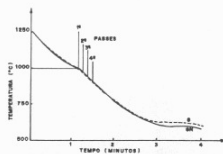


Figura 6 - Curvas de resfriamento dos aços 0,81 C, com e sem adição de nióbio, austenizados a 1250 °C e laminados em 4 passas, com temperatura inicial de laminação de 1000 °C. A taxa média de resfriamento foi 230 °C/min na faixa de 1250 °C a 750 °C⁽¹⁷⁾

alterou o seu resfriamento, e que deve ter ocorrido pelos seguintes motivos:

1) O tempo de contato das amostras de aço com os cilindros de laminação foi pequeno. Como a amostra tinha um comprimento inicial de 110 mm e a velocidade periférica do laminador era de 314 mm/s, a mesma entrava em contato com o laminador durante 0,35 s. Após o último passe o seu comprimento era de 210 mm e o tempo de contato com o cilindro foi de 0,67 s.

2) A energia calorífica da amostra transferida para o laminador, foi certamente, compensada pelo trabalho mecânico aplicado pelo laminador na mesma.

Voltando à figura 4, observa-se que para baixas temperaturas de laminação (900°C, por ex.) praticamente não se observou diferença na S_0 mín de aços com e sem nióbio. Porém a medida que a T.L. foi aumentada, os aços com nióbio apresentaram um menor S_0 mín. Isto ocorre porque a 900°C a solubilidade do nióbio na austenita é muito reduzida (~1%) e a 1250°C já é significativa (> 60%, vide figura 7). O aumento da T.L. provocou um aumento da microdureza da perlita (figura 8), o que foi devido à redução do espaçamento interlamelar da mesma (figura 9), tanto nos aços sem nióbio como nos aços com a adição deste elemento.

Na figura 9 observa-se que aços com e sem nióbio de igual espaçamento interlamelar mínimo apresentavam a mesma microdureza da perlita. Isto significa que a possível precipitação do Nb (C,N) na ferrita da perlita (6), não aumenta de maneira significativa a dureza da mesma, o que já havia observado anteriormente em transformações isotérmicas destes aços (10).

Observou-se também que a medida que o diâmetro do grão austenítico aumentava, também crescia de maneira linear a microdureza da perlita, em ambos os aços (fig.10). Nos aços com nióbio esse crescimento era mais acentuado devido ao efeito desse elemento em diminuir a temperatura de transformação austenita-pearlita. O aumento da microdureza da perlita provocava o aumento da microdureza do aço (figura 11), visto existir entre essas duas durezas uma correlação linear

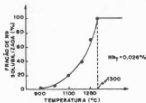


Figura 7 - Fração de nióbio solubilizada em aços com 0,81 C aquecidos em diferentes temperaturas. Cálculos feitos pelo diagrama de Met (9) com o limite de solubilidade calculado pela equação de Nordberg.

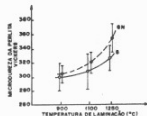


Figura 8 - Microdureza de perlita em aços 0,81 C, com e sem adição de nióbio, em função da temperatura de laminação dos mesmos.

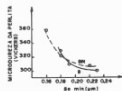


Figura 9 - Correlação entre o espaçamento interlamelar mínimo da perlita e a microdureza da perlita, para aços 0,81 C, com e sem adição de nióbio.

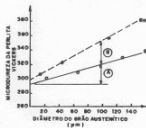


Figura 10 - Correlação entre a microdureza da perlita e o diâmetro do grão austenítico que a originou em aço 0,8% C, com e sem adição de nióbio.

- (A) aumento de dureza devido ao aumento do grão austenítico
(B) aumento de dureza devido ao nióbio

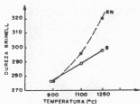


Figura 11 - Dureza Brinell dos aços 0,8% C, com e sem adição de nióbio, após laminação em diferentes temperaturas.

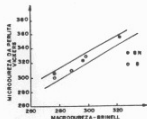


Figura 12 - Correlação entre a microdureza da perlita e a macrodureza de aços 0,8% C, com e sem adição de nióbio.

(figura 12), indicando que o diâmetro do grão austenítico e consequentemente dos nódulos perliticos pouco influenciavam na macrodureza destes aços.

Na figura 13 observa-se regiões com perlita lamelar e degenerada em aço com e sem nióbio. A medida que a T.L. foi aumentada, houve um aumento da fração degenerada e a 1250 °C quase toda a estrutura era degenerada, com a cementita na forma de finos feixes, tal qual em uma "corda". O aumento das regiões degeneradas foi também favorecido pela adição de nióbio. Essa mudança microestrutural da cementita pode ter contribuído para o aumento da resistência mecânica dos aços. Deve-se ainda salientar que as medidas de microdureza realizadas na perlita foram efetuadas com um aumento de 400X, que era o máximo disponível no microscópio. Entretanto na figura 14 observa-se que a estrutura tipo "corda" da perlita observada com 6.600X, aparece em aumentos menores (1.300X) como uma perlita lamelar; com 400X de aumento tem-se a nítida impressão que naquela região não ocorre degeneração alguma. Assim as medidas de dureza da perlita foram realizadas em regiões lamelares e degeneradas, sem se poder distingui-las.

Retornando à figura 3 observa-se que para uma T.L. de 900°C o aço ao nióbio apresentou valores para limites de escoamento e resistência menores que para o aço sem nióbio. Como, nesta temperatura, praticamente todo o nióbio está na forma de $Nb(C,N)$, o mesmo não causa atrasos na decomposição da austenita. Por outro lado esses precipitados, que certamente são grosseiros, pois o aço ficou durante 1 hora a 900 °C, não contribuem para o aumento da resistência mecânica. Assim essa redução na resistência mecânica deve ser função de uma maior temperatura de transformação da austenita, provocada pelo menor tamanho de grão austenítico. Para uma T.L. de 1100 °C a quantidade de nióbio dissolvido na austenita é de 20I, o que deve provocar depressões na temperatura de transformação austenita-perlita, com consequente refino da perlita e aumento da resistência da mesma. A 1250 °C já existe 60I do nióbio em solução na austenita e este efeito é mais pronunciado.

Em relação à ductilidade, o aumento da T.L. até 1100 °C não provocou quedas

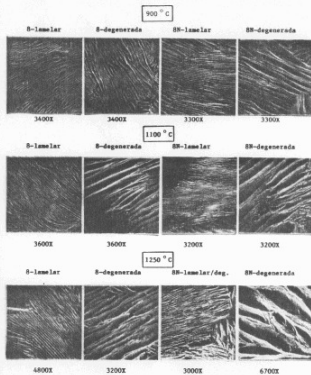


Fig. 13 - Estruturas lamelares e degeneradas da perlita em aços 0,8% C, com e sem adição de níobio, após laminação em diferentes temperaturas. MEV, Rital 27.

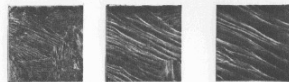
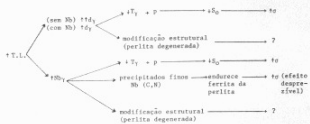


Fig. 14 - Aço BN após laminação a 900 °C. A cementita que parece ser formada por lamelas compactas com pequeno aumento (1300X), mostra-se em aumentos maiores (6600X) ser, na realidade, fibrosa.



T.L. = temperatura de laminação

S_0 = espaçamento interlamelar da perlita

Nb(C,N) = carbonetos, nitretos e carbonitretos de níobio

$T_p + p$ = temperatura de transformação sustentada - perlita

Nb_v = níobio dissolvido na austenita

σ = resistência mecânica

p = perlita

\uparrow = aumenta

$\uparrow \uparrow$ = aumenta muito

Fig. 15 - Efeitos da temperatura de laminação na resistência mecânica de aços perliticos com e sem níobio.

significativas na mesma, e o aço ao nióbio apresentou maior utilidade que o aço sem nióbio. Entretanto elevando-se a T.L. para 1250° C, a queda na utilidade foi bastante pronunciada nos aços com e sem adição de nióbio.

Na figura 15 tenta-se resumir os efeitos de nióbio nestes aços e correlacionar as relações entre composição (adição de nióbio), temperatura de laminação, estrutura (espaçamento interlamelar da perlita, precipitação de Mn (C,N), modificação estrutural da perlita) e propriedades (microdureza da perlita e resistência mecânica). Para esta análise ficar completa deveriam estar incluídos os efeitos de quantidade e da taxa de deformação aplicada e os efeitos do nióbio na recristalização da austenita. No caso estudado a austenita encontrava-se totalmente recristalizada o que facilitou a análise.

4 - CONCLUSÕES

Para aços com 0,81 C, 12 Mn, com e sem adição de 0,031 Nb, austenitizados a 900, 1100 ou 1250° C por 1 hora com subsequente laminação (redução total a 34%) concluiu-se que:

- a) Com a elevação da temperatura de austenitização e laminação (900, 1100 e 1250 °C), a adição de nióbio provocou:
 - *) Um aumento progressivo no limite de escoamento: -5, +4 e +21%, respectivamente para as temperaturas de 900, 1100 e 1250° C.
 - *) Um aumento progressivo no limite de resistência: -1, +2 e +9%, respectivamente.
 - *) Uma melhoria no alongamento (+8, +10%) para temperaturas de 900 e 1100° C, respectivamente, e uma deterioração significativa (-51%) no alongamento para a temperatura de 1250° C.
 - *) Uma melhoria na redução de área (+1, +5%) para temperaturas de 900 e 1100° C respectivamente, e uma deterioração significativa na redução de área (-8%) para a temperatura de 1250° C.

- *) Um aumento progressivo na microdureza da perlita: +2, +4 e +9%, respectivamente.
 - *) Um aumento progressivo na microdureza: 0, +2 e +8%, respectivamente.
 - *) Uma redução progressiva no espaçamento interlamelar da perlita: -4, -5 e -11%, respectivamente.
- b) O nióbio restringiu o crescimento do grão austenítico para todas as temperaturas de laminação utilizadas, embora a medida que a temperatura era elevada a diferença relativa entre o diâmetro do grão austenítico do aço com nióbio e sem nióbio diminuía: -76, -45 e -5% para as temperaturas de laminação de 900, 1100 e 1250° C, respectivamente.
 - c) A microdureza da perlita cresceu linearmente com o aumento do grão austenítico para os aços com e sem nióbio. Porém para duas amostras de aços com e sem nióbio, de igual diâmetro do grão austenítico a microdureza da perlita era sempre maior no aço com nióbio. O aumento de microdureza provocado pelo nióbio foi basicamente devido ao refinamento do espaçamento interlamelar mínimo (S_{pmin}) da perlita (efeito observado), visto que aços com e sem nióbio de igual S_{pmin} apresentavam praticamente o mesmo valor de microdureza da perlita.
 - d) Com o aumento da temperatura de laminação a estrutura lamelar da perlita passava para uma estrutura de cementita na forma de finos feixes, como em uma corda. O nióbio também favorecia essa modificação estrutural, e isso é um ponto a ser estudado posteriormente para verificação deste efeito nas propriedades mecânicas.
 - e) Como a microdureza cresceu com o aumento do grão austenítico nos aços com e sem nióbio, concluiu-se que a contribuição do contornado do grão austenítico (ou da colônia perlítica depois da transformação) nos aços analisados foi desprezível em relação ao efeito de redução do espaçamento interlamelar da perlita.
 - f) O crescente aumento da resistência dos aços com a elevação de tempera-

ra de laminação provocado pelo níobio foi devido ao efeito deste elemento, em solução na austenita, de diminuir a temperatura da reação austenita + perlita, refinando a perlita.

AGRADECIMENTOS

Aos Drs. José Diniz de Souza e Alain Isoré da Eletrometal S.A. - Metais Especiais pela preparação dos aços utilizados neste trabalho.

Ao CNPq pelo auxílio financeiro e bolsas recebidos e à FAPESP pelo auxílio financeiro concedido para a realização destas pesquisas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 - CORRELL, H.H. - Microalloyed carbon steel. In: Proc. of Microalloying 88 Congress, Sep. 1988, USA, ASM, p. 433.
- 2 - NOTTISHAN, T. D. & SMITH, G. D. W. - Microalloyed pearlitic steels for the wire industry. In: Proc. Int. Conf. on Technology and Applications of HSLA Steels, 3-6 Oct. 1983, Pennsylvania, USA, ASM, p. 163.
- 3 - YAMAMOTO, T et alii - Precipitation strengthened spring steel for automatic suspensions. In: Proc. Int. Conf. on Technology and Applications of HSLA Steels, 3-6 Oct. 1983, Pennsylvania, USA, ASM, p. 1017.
- 4 - FADIAS, A. F. & AMOROSO FT, F. - Técnicas de análise micro-estrutural, HEMES Editora, 1985, p. 132.
- 5 - METALS Handbook, vol. 8, ASM, USA, 1973, p. 43.
- 6 - MEI, F. E. & BRESCIANI FT, E. - Efeito de adições de níobio na dureza e na formação da perlita. Metalurgia, ASM, vol. 60, nº 323, outubro de 1984, p. 565.
- 7 - MEI, F. E., Efeito do tratamento termomecânico na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono microligados com níobio. Tese de Livre-Docência, Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, 1989, p. 199.
- 8 - MEI, F. E. & BRESCIANI FT, E. - Solubilidade do níobio na austenita na presença de Nb(C,N). Anais do 38º Congresso Anual da ADM, São Paulo, SP, julho de 1983, vol. 2, p. 367.
- 9 - NORDBERG, H. & ARONSSON, B. - J.T.S. I., Dec. 1968, p. 1263.
- 10 - MEI, F. E. - Efeitos da adição do níobio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto carbono. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, 1981, p. 348.

EFFECT OF ROLLING TEMPERATURE ON THE STRUCTURE AND
PROPERTIES OF NIOBIUM MICROALLOYED EUTECTOID STEELS

Paulo Roberto Mei

ABSTRACT

A study was made of the effect of rolling temperature (900, 1100 and 1250 °C) on 0.81 C, 1% Mn, with and without 0.03% Nb addition after 34% of overall reduction and cooling in air. Mechanical tests (tensile, macrohardness, pearlite microhardness) and morphological observations (austenitic grain diameter, pearlite interlamellar spacing and cementite morphology) were carried out. Niobium addition restricted the austenite grain growth and reduced the austenite to pearlite transformation temperature for all rolling temperatures studied. This led to pearlite refining and strength increasing of these steels.

It was also observed that the contribution for steel strengthening caused by precipitation of Nb(C,N) in the ferrite of pearlite and by pearlite colony boundary were neglected if compared with the effect of pearlite refining caused by niobium soluble in austenite.

The rolling temperature increasing and/or the niobium addition lead to a formation of degenerate pearlite (fibrous form of cementite) instead of the usual lamellar morphology

MODERN 3-ROLL TECHNOLOGY IN WIRE ROD AND BAR MILLS
FOR HIGHEST QUALITY PRODUCTS

W.-Jürgen Ammerling, Dr.-Ing.

Managing Director Engineering and Sales
FRIEDRICH KOCKS GMBH & CO, Hilden, Germany

ABSTRACT

Rod and bar production in specialty steels is continuously gaining in importance. In order to cope with its ever increasing quality-related demands (tolerances, surfaces, mechanical properties) and to enable the economical production of all the sophisticated specialty steel grades, suitable and highly flexible rolling mills are required.

The paper summarizes the outstanding features and flexibility of the 3-roll technology as compared to the conventional 2-high mill. These are especially related to the deformation efficiency together with its advantages concerning yield and utilization of the rolling mills, the extremely good qualities achieved as well as the economical processing of the rolled products in the manufacturing stages downstream.

Examples of the very different ways of application in numerous plants worldwide describe the utmost flexibility of KOCKS 3-roll blocks for complete new wire rod and bar mills or respective rolling mill upgrades. There it is shown that for instance by just installing one or more of the various existing types of 3-roll blocks within the limited space available in existing mills it is possible to produce world class quality rod and bars with higher economy thus ensuring the necessary improvement of the companies' market position.

1. INTRODUCTION

Stringent requirements on the economical rolling and postprocessing of wire rod and bar products have changed that market considerably. For rolling mill plants, serving this product area, it is, therefore, indispensable to follow all the market demands in order to survive.

It goes without saying that the complete process line, from steelmaking, secondary metallurgy and continuous casting, down to the rolling mill, as well as the postprocessing stages, has to be considered.

Besides reheating and controlled cooling from the rolling heat, the rolling process itself, including thermomechanical treatments, is of the highest importance in the very decisive rolling mill area. It will be shown that the 3-roll technology offers ideal preconditions to meet that challenge.

2. FEATURES OF THE 3-ROLL MILL

The basic principles of the 3-roll technology were described in detail in many presentations and publications (1) to (4) so that this chapter will just summarize the most important facts.