

## EFEITOS DA ADIÇÃO DE NIÓBIO, VANÁDIO E TITÂNIO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS EUTETÓIDES LAMINADOS A QUENTE <sup>(1)</sup>.

R. Libardi. <sup>(2)</sup>

P.R. Mei. <sup>(3)</sup>

### Resumo.

Realizou-se um estudo em diferentes condições de laminação em aços eutetóides com adições isoladas e múltiplas de microligantes, totalizando ao todo cinco composições. As amostras foram aquecidas a 1200° C, mantidas por duas horas, e então laminadas na região de recristalização da austenita em 3 passes a 1100, 1050 e 1000°C com 50% de redução total no esquema A de laminação, denominado de laminação de desbaste e depois resfriados ao ar. No esquema B, denominado de laminação de desbaste + acabamento (laminação controlada), as amostras foram processadas como no esquema A e, após um tempo de espera, foram laminadas na região de não recristalização da austenita em 3 passes a 900, 875 e 850°C com 40,9% de redução total e depois resfriadas ao ar. Os esquemas A e B foram repetidos com resfriamento em água após a laminação para estudo do estado austenítico, onde se observaram recristalização total da austenita após o esquema A e não recristalização da mesma após o esquema B. Os aços que apresentaram o maior limite de escoamento foram os que continham adições de vanádio, devido, provavelmente, à precipitação de carbonitretos de vanádio na ferrita da perlita. Em todos os aços estudados não foram verificadas diferenças significativas na dureza e resistência mecânica após os esquemas de laminação A e B. Os resultados obtidos mostraram que ocorre um aumento significativo da tenacidade sem alteração na resistência mecânica, quando se passa da laminação de desbaste para a laminação de desbaste + acabamento, devido ao grande refino das colônias de perlita. O aço com adições de nióbio, vanádio e titânio apresentou a melhor combinação de propriedades com valores de dureza Vickers de 352, limite de escoamento de 838MPa, redução em área de 42% e energia absorvida no ensaio de impacto Charpy "sub size", na temperatura ambiente, de 21,5 J/cm<sup>2</sup>.

**PALAVRAS CHAVES:** AÇOS EUTETÓIDES, AÇOS MICROLIGADOS E LAMINAÇÃO CONTROLADA.

---

(1) Contribuição técnica a ser apresentada no 54º Congresso Anual da ABM, 25 a 29 de julho de 1999 - Centro Têxtil Internacional - São Paulo - SP.

(2) Membro da ABM. Doutor em Engenharia de Materiais. Professor da Faculdade de Engenharia Mecânica e Produção - UNIMEP - Piracicaba - SP.

(3) Membro da ABM. Professor Titular do Depto de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, Campinas, SP.

## 1. Introdução.

Aços de alto carbono com composição eutetóide são utilizados, com estrutura completamente perlítica, para a fabricação de fio máquina [1-3], trilhos [3-5] e arame utilizado em concreto protendido [6], ou na condição de temperado e revenido para a fabricação de discos de arado[7].

Aços microligados são aços com pequenas adições (usualmente entre 0,001 e 0,1% em peso) de um ou mais dos seguintes elementos: nióbio, titânio e vanádio [6 e 8].

As funções dos elementos microligantes são: refino no tamanho de grão austenítico, atraso na recristalização da austenita e aumento da resistência por precipitação na ferrita [8].

O nióbio tem o mais forte efeito em aumentar a temperatura de não recristalização da austenita ( $T_{nr}$ ), o vanádio é eficiente na precipitação de carbonitreto de vanádio na ferrita da perlita e o titânio é altamente eficaz em prevenir o crescimento de grão anormais [9]. A adição de porcentagens corretas de titânio e nitrogênio nos aços é a melhor solução encontrada até hoje, para controlar o crescimento anormal do grão austenítico em temperaturas até 1350°C[10].

Os aços microligados apresentam excelentes propriedades devido ao sinergismo entre os microligantes e o processo de laminação a quente. Se um aço microligado é processado de forma incorreta isto resulta em propriedades medíocres [11]. Enquanto as várias composições dos aços microligados são importantes para se obter propriedades desejadas, as técnicas de processamento são vitais para se encontrar o máximo potencial de uma dada composição, e alguns desenvolvimentos recentes estão mudando a complexidade dessa tecnologia [12].

A laminação a quente geralmente envolve dois estágios distintos: laminação em alta temperatura, denominada de desbaste, e uma série de passes de laminação em temperaturas mais baixas, denominada de acabamento. Se as operações de desbaste e acabamento são contínuas, a operação é denominada de laminação a quente, mas se há um tempo de espera entre as duas etapas, o processo é denominado de laminação controlada [13].

As melhores propriedades mecânicas de aços perlíticos laminados a quente podem ser obtidas por adição de elementos de liga, resfriamento acelerado, processamento termomecânico controlado da austenita e, usualmente, uma combinação destes fatores [14].

As propriedades dos aços perlíticos dependem de vários parâmetros microestruturais tais como: tamanho das colônias de perlita, espaçamento interlamelar, espessura das placas de cementita, estrutura nodular multicolumnar ou colônias individuais [15], etc.

## 2. Procedimento experimental

Foram preparados por fusão a vácuo, pela Eletrometal (atual Villares Metals), cinco lingotes experimentais, com aproximadamente 7 kg cada, de aços com composição eutetóide e com adição de microligantes. Na tabela 1 estão indicadas as composições dos aços identificados por 8Ti, 8Nb, 8NbV, 8NbTi e 8NbVTi. Os lingotes, após solubilização a 1200°C durante 8h para homogeneização, foram forjados em barras com aproximadamente 600mm de comprimento e seção quadrada, com aproximadamente 25mm.

### 2.1 – Corpos-de-prova para os ensaios de laminação.

Os corpos-de-prova para os ensaios de laminação foram obtidos a partir das barras forjadas. Foram cortados pedaços de 100mm de comprimento e retificadas as quatro faces com altura e largura iguais a 22mm. Foi feito um furo de 3,2mm de diâmetro no corpo-de-prova para a introdução de um pino e um chanfro para facilitar a entrada entre os rolos de laminação, como mostra a figura 1.

No esquema A, denominado de laminação de desbaste, o corpo-de-prova foi austenitizado a 1200°C por 2 horas e, a seguir, colocado na mesa do laminador onde se fazia a retirada do pino e a introdução do termopar. Ao se atingir a temperatura de 1100°C era dado o 1º passe de laminação, com redução de 22mm para 18mm. A 1050°C era dado o 2º passe, com redução de 18mm para 14 mm e a 1000°C, o 3º passe de 14mm para 11mm.

No esquema B, denominado de laminação de desbaste e acabamento, a laminação de desbaste era a mesma que a do esquema A. Após o 3º passe, tinha-se um tempo de espera até o corpo-de-prova atingir a temperatura de 900°C. A partir daí, eram dados mais 3 passes com redução total na espessura de 40,9% (4º passe: 11mm → 9,5mm, 5º passe: 9,5 → 8mm e 6º passe :8,0 → 6,5mm). As temperaturas do 5º e 6º passes foram em média, respectivamente, iguais a 875 e 850°C.

Os esquemas A e B foram repetidos com resfriamento em água após a laminação para estudo do estado austenítico.

## **2.2. Ensaio de Dureza.**

Foi realizado o ensaio de dureza Vickers, utilizando carga de 40kgf. Foram feitas seis (6) impressões nos locais indicados na figura 2, isto é, ao longo da secção transversal e no meio da espessura da chapa. Para todos os aços na condição de laminação de desbaste foram feitas 18 medidas de dureza (3 corpos-de-prova laminados) e, na condição de desbaste + acabamento, foram feitas 12 medidas ( 2 corpos-de-prova laminados).

## **2.3. Ensaio de Tração.**

Os corpos-de-prova para o ensaio de tração foram confeccionados de acordo com ASTM E8M [16]. Utilizou-se o corpo de prova de dimensões reduzidas ("sub-size") com diâmetro de 4mm e alongamento total medido em 5D<sub>0</sub> (20mm). As amostras foram retiradas na secção longitudinal em relação a direção de laminação, como mostra a figura 2. Para cada aço e condição de laminação foram realizados dois ensaios na temperatura ambiente.

## **2.4. Ensaio de Impacto.**

O ensaio Charpy foi realizado na temperatura ambiente com corpo de prova tipo A com entalhe em V, de dimensão reduzida (secção transversal de 5mm x 10mm), de acordo com ASTM E23 [17]. Para cada aço e condição de laminação foram retiradas três amostras na secção longitudinal em relação a direção de laminação, como mostra a figura 2.

## **2.5. Microscopia.**

Tanto para a análise da morfologia austenítica como da perlítica as amostras foram retiradas na posição indicada na figura 2 ( direção de laminação). Foi utilizada a solução de ácido pícrico supersaturada a 85°C para revelar o antigo contorno de grão austenítico, e Nital 2% para revelar a estrutura perlítica .

Para a medida do espaçamento interlamelar da perlita, foram escolhidas 12 regiões em que a perlita apresentava as lamelas mais finas, e através de uma medida-padrão sobre a tela do microscópio eletrônico de varredura, contavam-se quantas lamelas de cementita eram interceptadas. Calculou-se então o valor médio do que se denomina de "espaçamento interlamelar mínimo" S<sub>0</sub>.

## **3. Resultados e Discussão.**

### **Microestrutura.**

As figuras 3(a) e 3(b) mostram o estado austenítico na laminação de desbaste e desbaste + acabamento respectivamente, para o aço 8NbV. Todos os aços apresentaram um tamanho de grão ASTM entre 4 e 6. A temperatura final da laminação de desbaste, 1000° C, estava acima da temperatura de não recristalização pois todos os aços apresentaram estrutura de grãos austeníticos não alongados, como mostra a figura 3(a) para o aço 8NbV. Nessa condição de laminação, a combinação dos microligantes Nb, V e Ti foi a mais efetiva em termos de refino de grão. Na figura 3(b) pode-se observar uma estrutura de grãos austeníticos alongados, o que mostra que a laminação de acabamento finalizada a 850° C está abaixo da temperatura de não recristalização. Somente o aço 8Ti mostrou uma estrutura parcialmente recristalizada, indicando que este elemento microligante provavelmente não é tão eficiente como o nióbio em elevar a temperatura de recristalização.

As figuras 3(c) e 3(d) mostram a microestrutura próximo à superfície (região decarbonetada; Ferrita + Perlita). Pode-se observar que a laminação de desbaste + acabamento foi bem mais efetiva que a só de desbaste na redução do tamanho dos nódulos de perlita. Os aços 8NbV e 8NbVTi apresentaram uma granulação muito mais fina em relação aos outros aços após a laminação de desbaste + acabamento.

A tabela 2 apresenta os valores médios do espaçamento interlamelar mínimo da perlita ( $S_0$ ) para as duas condições de laminação. O valor de  $S_0$  foi sempre menor para a condição de laminação de desbaste + acabamento.

No esquema A de laminação, todos os aços apresentaram austenita totalmente recristalizada enquanto que, no esquema B, os aços 8Nb, 8NbTi, 8NbV e 8NbVTi apresentaram uma austenita não recristalizada e o aço 8Ti apresentou uma austenita parcialmente recristalizada.

O titânio foi muito efetivo em impedir a formação de grãos anormais de austenita para temperatura de austenitização de 1200° C. A adição isolada de nióbio ou combinada com vanádio não impediu a formação de grãos anormais de austenita nas duas condições de laminação, sendo que os aços 8Nb e 8NbV foram os que apresentaram uma quantidade muito grande de grão anormais de austenita. Nos aços em que se utilizou o efeito combinado de outros microligantes junto ao titânio (8NbTi) e (8NbVTi) observou-se que o titânio foi menos efetivo em impedir a formação de grãos anormais. O aço 8NbVTi apresentou uma quantidade menor de grãos anormais de austenita em relação ao aço 8NbTi devido, provavelmente, a uma maior quantidade de titânio no aço 8NbVTi ou do efeito combinado com o vanádio.

Do esquema A para o esquema B de laminação observou-se um grande refino no tamanho das colônias de perlita, para todos os aços deste trabalho, devido à não recristalização da austenita, pois além dos contornos de grão as bandas de deformação no interior da austenita atuaram como sítios de nucleação da perlita.

Do esquema A para o esquema B de laminação, a não recristalização da austenita produziu um pequeno refino no espaçamento interlamelar da perlita.

Observou-se que os grãos anormais geraram no seu interior colônias de perlita extremamente grosseiras.

Através do microscópio eletrônico de varredura observou-se que o aço 8Nb foi o que apresentou uma maior quantidade de perlita degenerada.

### **Propriedades mecânicas.**

A tabela 3 apresenta os valores obtidos no ensaio de dureza e no ensaio de tração. Os aços 8NbV e 8NbVTi apresentaram valores de dureza e resistência superiores aos aços 8Ti,

8Nb e 8NbTi. A redução em área, que é uma medida de ductilidade do aço, mostra que na condição de desbaste + acabamento todos os aços apresentaram melhores resultados.

Pode-se observar na tabela 4 que, na condição de desbaste + acabamento, todos os aços apresentaram melhores resultados de energia absorvida no ensaio de impacto.

Uma redução no tamanho de grão da austenita leva a uma redução no diâmetro das colônias de perlita devido a uma maior área de contorno de grão que são os sítios de nucleação da perlita. Embora neste trabalho a diferença do tamanho de grão austenítico não tenha sido significativa, na condição de desbaste + acabamento, além da nucleação da perlita nos contornos, houve a nucleação da perlita nas bandas de deformação da austenita não recristalizada, o que refinou o tamanho das colônias de perlita, e levou a um aumento da ductilidade (redução em área) e da tenacidade (energia absorvida no ensaio de impacto).

Todos os aços deste trabalho apresentaram praticamente os mesmos valores de dureza e resistência mecânica nos esquema A e B de laminação. Com exceção do aço 8Ti, do esquema A para o esquema B houve um ganho muito expressivo de tenacidade (medida pelo ensaio Charpy) e plasticidade (medida pela redução em área). Estes resultados mostraram que o refino do tamanho das colônias de perlita e a pequena redução no espaçamento interlamelar do esquema A para o esquema B não alteraram as propriedades de resistência mecânica.

Os aços 8NbV e 8NbVTi apresentaram maiores valores de limite de escoamento e limite de resistência devido certamente à grande fração de carbonitretos de vanádio precipitados na ferrita da perlita como já foi verificado por outros autores [6,14,18 e 19]. A energia absorvida no ensaio de impacto foi menor para esses dois aços na laminação de desbaste devido provavelmente a essa precipitação de carbonitretos de vanádio.

As propriedades mecânicas obtidas no aço 8NbVTi, após laminação de desbaste + acabamento (limite de escoamento de 836MPa, limite de resistência de 1267MPa, redução em área de 42% e alongamento total de 13%), são muito próximas às de aços eutetóides ligados não beneficiados (Cr-Mo-V, limite de escoamento de 835MPa, limite de resistência de 1260MPa, redução em área de 13% e alongamento total de 9%) [4] ou às de aços-carbono eutetóides beneficiados (Têmpera + revenimento à 425°C: limite de escoamento de 951MPa, limite de resistência de 1289MPa, redução em área de 36% e alongamento total de 13%) [20].

Os valores mais altos de energia absorvida no ensaio de impacto, na temperatura ambiente, para o aço 8Nb deveram-se, provavelmente, à degeneração das lamelas de perlita, o que merece ser estudado num trabalho futuro. Todos os aços apresentaram aumento na energia absorvida da laminação de desbaste para a de desbaste + acabamento devido ao refino no tamanho das colônias de perlita.

### **Conclusões.**

A laminação de desbaste + acabamento (laminação controlada) em relação à laminação de desbaste forneceu maiores valores de tenacidade e ductilidade, sem alteração nas propriedades de resistência mecânica e dureza.

Os aços com adições múltiplas dos elementos microligantes: nióbio, vanádio e titânio apresentaram propriedades muito próximas às de aços eutetóides ligados laminados a quente e de aços eutetóides beneficiados, o que parece ser extremamente vantajoso em termos de redução de custos devido a eliminação de elementos de liga convencionais e o tratamento térmico de beneficiamento.

### **Referências Bibliográficas.**

- [1] JAISWAL, S. & MCIVOR, I.D. Metallurgy of Vanadium-Microalloyed, High-Carbon Steel Rod. Materials Science and Technology, April, 1985, v.1, n.4, p.276-284.

- [2] JAISWAL, S. et ali. Microalloyed High Carbon Rod. Wire Industry, December 1985, v.52, n.12, p.779-782.
- [3] MOTTISHAW, T.D. & SMITH, G.D.W. Microalloyed Pearlitic Steels for the Wire Industry – Mechanisms of alloy Element Redistribution and Strengthening Processes in Chromium-Vanadium Eutectoid Steels. In: Proc. International Conf. On Technology and Applications of HSLA Steels, 3-6 Oct. 1983, Pennsylvania, USA, ASM, p.163-175.
- [4] CORNELL, H. H. Microalloyed Carbon Rail Steels. In: Proc. of Microalloying 88 Congress, 24 – 3- Sep. 1988, Chicago, USA, ASM, p.433-440.
- [5] CORNELL, H.H. Improvement in Carbon Rail Steels by the Addition of Columbium (Niobium ), Canadian Metallurgical Quarterly, v.22, n.3, 1983, p.347-351.
- [6] KORCHYNSKY, M. Microalloyed High-Carbon Wire Rod. Wire Journal International, v.21, n.9, 1988, p.129-142.
- [7] CRNKOVIC, O.R. & BASTIAN, F.L. Development of Microalloyed High- Carbon Steels for Plough Disks. Journal of Materials and Performance, v.5 (6), December 1996, p.767-774.
- [8] MEYER, L. et ali. Microalloying Elements Niobium, Vanadium, Titanium, Zirconium and Boron: Their Effects in Modern Automotive Steels., In: Automotive Steels Seminar, Mockba, 19-21 April, Moscow, p.63-83
- [9] HARTMANN, J. E. The Effect of Microalloys on the Hot Working Behavior of Ferrous Alloys. In: 8TH Process Technology Conference Proceedings, v.8, October, 1988, p. 23-26.
- [10] GLADMAN, T., The Theory and Inhibition of Abnormal Grain Growth in Steels, Journal of Metals, 1992, p 21-24.
- [11] DEARDO, A J. An Overview of Microalloyed Steels. 8TH Process Technology Conference Proceedings, 1988, p.67-78.
- [12] STUART, H. The Properties and Processing of Microalloyed. HSLA Steels., JOM, January, 1991, p.35-40.
- [13] Metals Handbook, Tenth Edition, Properties and Selection: Iron and Steels, and High-Performance Alloys, ASM International, v. 1, 1372p, 1990.
- [14] PICKERING, F.B & GARBARZ, B.. Strengthening in Pearlite Formed From Thermo-mechanically Processed Austenite in Vanadium Steels and Implications for Toughness. Materials Science and Technology, March 1989, v.5, n.3, p.227-237.
- [15] PORTELLA, P.D. Efeito de Adições de Nióbio em Aços de Alto Carbono. 3º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, COPPE-UFRJ, dezembro 1978, p. 12.1-12.9.
- [16] Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM E8M-97. In: Annual Book of ASTM Standards, 1997, v.03.01, p.77-97.
- [17] Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. ASTM E23-96. In: Annual Book of ASTM Standards, 1997, v. 03.01, p.137-156.
- [18] SAGE, A M. Microalloyed Steels for Structural Applications. Metals and Materials, October 1989, p. 584-588.
- [19] RIDLEY, N. et ali. Effect of Small Additions of Vanadium on the Strength of Pearlitic Steels. In: Proc. Int. Conf. Advances in the Physical Metallurgy and Application of Steel, University of Liverpool, England, 21-24 Sep. 1981, The Metals Society, p. 199-205.
- [20] DATABOOK 1980. Metal Progress, mid-june, 1980, p26.

Tabela 1 – Composição química dos aços utilizados (% em peso).

Elementos	8Ti	8Nb	8NbV	8NbTi	8NbVTi
Carbono	0,790	0,800	0,786	0,786	0,810
Silício	0,150	0,150	0,170	0,150	0,150
Manganês	1,120	1,070	1,060	1,050	1,090
Fósforo	0,004	0,004	0,005	0,004	0,004
Enxofre	0,002	0,005	0,003	0,005	0,003
Cobalto	<0,01	<0,01	<0,01	0,100	0,010
Cromo	0,030	0,030	0,040	0,030	0,040
Molibdênio	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Níquel	0,040	0,05	0,04	0,03	0,04
Cobre	0,030	0,04	0,03	0,03	0,03
Tungstênio	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Oxigênio (ppm)	12	12	20	28	15
Nitrogênio (ppm)	45	45	28	26	26
Nióbio	<0,010	0,020	0,010	0,010	0,010
Titânio	0,010	<0,005	<0,005	0,015	0,019
Vanádio	<0,010	<0,01	0,120	<0,01	0,120

Tabela 2– Valores médios do espaçamento interlamelar mínimo  $S_0$ , em nm.

Aço	Laminação de Desbaste.	Laminação de Desbaste + Acabamento.
8Ti	105 ± 16	97 ± 19
8Nb	103 ± 14	92 ± 12
8NbTi	106 ± 15	84 ± 10
8NbV	96 ± 11	88 ± 23
8NbVTi	108 ± 21	81 ± 14

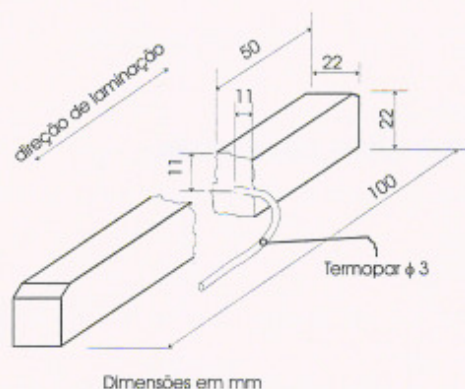


Figura 1 – Corpo-de-prova para o ensaio de laminação.

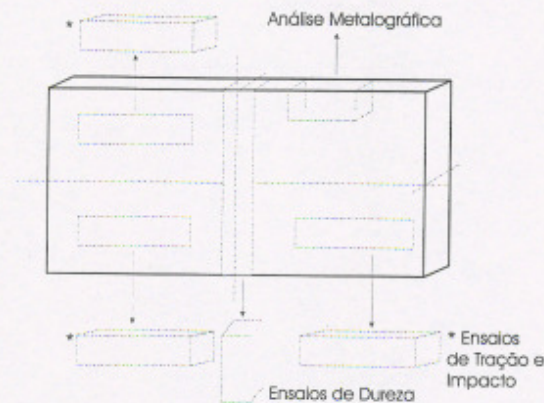


Figura 2 – Posição de retirada dos corpos-de-prova das placas.

Tabela 2 – Propriedades Mecânicas.

Identificação do aço.	Dureza Vickers	Limite de Escoamento, $\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	Limite de Resistência, $\sigma_{máx.}$ (MPa)	Redução em Área, $\phi$ ,%	Alongamento Total em 5Do, e, %
Laminação de Desbaste					
8Ti(D)	301± 8	638±2	1088±3	31±1	15±1
8Nb(D)	308± 7	699±2	1150±9	26±1	11±0
8NbTi(D)	310± 7	667±13	1119±13	34±0	17±1
8NbV(D)	368± 8	887±2	1309±18	23±1	9±1
8NbVTi ( D)	350± 6	870±6	1321±30	27±2	11±1
Laminação de Desbaste + Acabamento					
8Ti(D+A)	287± 8	647±11	1113±4	33±1	12±0
8Nb(D+A)	307± 9	714±2	1140±16	43±3	13±2
8NbTi(D+A)	304± 10	665 ±32	1118±28	41 ±4	14 ±3
8NbV(D+A)	355± 6	853±6	1289±14	40±6	12±2
8NbVTi(D+A)	352± 14	836±5	1267±0	42±2	13±2

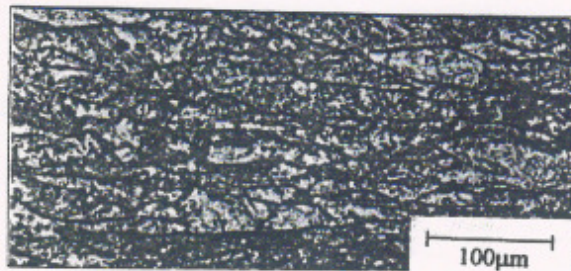
Tabela 3– Valores médios de energia absorvida, em Joule, na temperatura ambiente.

Aço	Laminação de Desbaste	Laminação de Desbaste + Acabamento
8Ti	4,5 ± 0,8	7,5 ± 0,6
8Nb	7,1 ± 0,9	10 ± 1,4
8NbTi	6,2 ± 0,3	8,0 ± 0,1
8NbV	4,6 ± 0,7	9,5 ± 1,2
8NbVTi	3,3 ± 0,2	8,6 ± 0,1





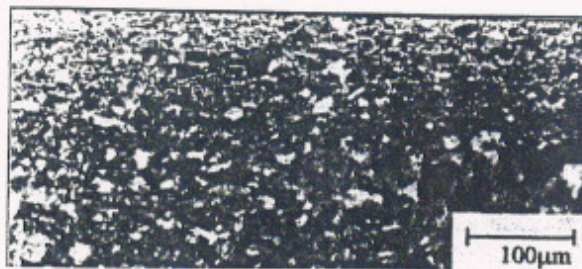
( a ) 8NbV (laminação de desbaste).



( b ) 8NbV (laminação de desbaste + acabamento).



( c ) 8NbV (laminação de desbaste).



( d ) 8NbV (laminação de desbaste + acabamento).

Figura 3 – Microestruturas do aço 8NbV : (a) e (b) estrutura austenítica. Ataque: solução de ácido picrico. (c) e (d) estrutura na região descarbonetada: ferrita + perlita. Ataque: Nital 2%.

Abstract.

**Effects the niobium, vanadium and titanium addition on the microstructure and mechanical properties of hot-rolled eutectoid steels.**

The influence of different rolling conditions on eutectoid steels with single and multiple microalloying additions has been studied (five distinct compositions).

The samples were heated at 1200°C, for two hours, and then rolled in the region of austenite recrystallization in three passes at 1100, 1050 and 1000°C with 50% of total reduction in the scheme A, called Roughing Rolling and air cooled. In the scheme B, after rolling in the scheme A, the samples were rolled in the region of non recrystallization of austenite with three passes at 900, 875 e 850°C, with 40.9% of total reduction followed by air cooling ( controlled rolling ).

The schemes A and B were repeated using water cooling after rolling. The purpose of this was to study the austenitic condition. The results showed austenite recrystallization in the scheme A and non-recrystallization in the scheme B.

The steels that achieved higher yield strength were those with vanadium additions, probably due to the precipitation of vanadium carbonitrides in the ferrite of the pearlite. All steels studied did not show different values of hardness and tensile test in schemes A and B.

The results demonstrated an increase in toughness without changing the mechanical resistance, due to a significant refine of pearlite, when the samples were processed in scheme B, compared to scheme A.

The steel with niobium, titanium and vanadium additions, achieved the best combination of properties, i.e. 352 Vickers hardness, yield strength of 838 MPa, reduction of 42% in area, and absorbed energy in the Charpy impact test of 21.5 J/m<sup>2</sup> in room temperature.

**KEY-WORDS -:** EUTECTOID STEELS, MICROALLOY STEELS AND CONTROLLED ROLLING.