

"INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO AUSTENÍTICO SOBRE A TRANSFORMAÇÃO E  
ESTRUTURA DE AÇOS PERLÍTICOS COM E SEM ADIÇÃO DE NÍOBIO" (1)

Sérgio Norifumi Dos (2)  
Paulo Roberto Mei (3)  
Hans Jürgen Kestenbach (4)

RESUMO

Aços austeníticos com e sem adição de nióbio foram submetidos a ensaios de laminação em escala laboratorial. Foram estudados os efeitos do nióbio e da temperatura de deformação da austenita sobre a microestrutura e as propriedades da perlita após transformação em resfriamento ao ar. O nióbio solubilizado a 1200°C/1 hora, mostrou ser efetivo no efeito retardador na recristalização da austenita. Amostras deformadas a temperaturas altas (região de recristalização da austenita) apresentaram propriedades mecânicas mais elevadas. E as amostras deformadas a temperaturas baixas (região de não recristalização da austenita) apresentaram propriedades mecânicas mais baixas. Também foram feitas análises no aspecto de fratura em corpos de prova dos ensaios Charpy de ambos os aços submetidos a 3 esquemas distintos de laminação.

- 
- (1) Trabalho a ser apresentado no 46º Congresso Anual da ABM.  
(2) Sérgio Norifumi Dos, Sócio da ABM, Mestre, Engº de Pesquisas Sênior da GTT/M - COSIPA.  
(3) Paulo Roberto Mei, Sócio da ABM, Dr., Profº Livre-Docente - DEMA-UNICAMP.  
(4) Hans Jürgen Kestenbach, Sócio da ABM, Dr., Profº titular - DEMA-UFSCar.

## 1 - INTRODUÇÃO.

Em correlações entre as propriedades mecânicas com as estruturas de aços perlíticos, a morfologia da perlita é descrita pelo tamanho do nódulo, tamanho da colônia, o espaçamento interlamelar e a espessura das lamelas de cementita. Para obter valores altos de limite de escoamento ( $\sigma_e$ ) e de resistência ( $\sigma_r$ ), deve-se empenhar para obter espaçamentos interlamelares o mais fino possível (1). Para uma dada composição química, o espaçamento interlamelar depende somente sobre o superesfriamento abaixo da temperatura eutetóide (2). O tamanho do nódulo é controlado pela temperatura de transformação e do tamanho de grão anterior da austenita. Então se a temperatura de transformação for mais alta e mais coalescido em um tamanho de grão da austenita anterior, maior será o tamanho do nódulo (3,4).

Recentemente foi mostrado (5) que o tamanho da colônia depende sobre a temperatura de transformação de modo similar ao espaçamento interlamelar, isto é, mais baixa a temperatura de transformação menor será o tamanho da colônia, a qual entretanto é independente do tamanho de grão da austenita anterior.

Os limites de escoamento e de resistência da perlita estão relacionados somente com o espaçamento interlamelar da perlita, através da relação do tipo Hall-Petch, embora vários autores tenham propostos diferentes valores de parâmetros de relacionamento, incluindo um expoente (4).

A relação entre a tenacidade e a morfologia da perlita é mais complexa e não há uma equação em concordância. Mostrou-se que a temperatura de transição ao impacto decresce com o refino do tamanho de grão austenítico, com um tratamento de colônia mais fino e com lamelas de cementita da perlita mais espessa (6).

A transformação perlítica é acelerada pela deformação na região de não recristalização da austenita (7). Assim a aceleração da nucleação da perlita é atribuída ao aumento da área específica dos contornos de grão da austenita (causado pelo alongamento dos grãos), pelo aumento da taxa de nucleação por unidade de área dos contornos de grãos, e pela formação de sítios de nucleação adicionais sobre bandas de deformação no interior dos grãos. A taxa de nucleação maior causada pela deformação também resultou numa redução nos tamanhos das colônias de perlita. Entretanto, não foi observado qualquer influência da deformação sobre o crescimento das colônias de perlita (8).

A principal finalidade da adição de nióbio em aços microaligados é o refino de grão provocado pelo efeito retardador do nióbio sobre a recristalização da austenita, durante e após a deformação a quente. Para tal o nióbio deve estar em solução antes do início da deformação (9). De acordo com a equação de Nordberg-Aronson (10), a solubilidade do nióbio na austenita de aços eutetóides (0,8% C) está limitada em aproximadamente 0,01% Nb a 1200°C. Esta quantidade de 0,01% Nb em solução, mostrou ser suficiente para que fosse observado um efeito retardador considerável sobre a recristalização em aços perlíticos submetidos a ensaios de forjamento a quente (11). As mesmas experiências indicaram também que, através da adição do nióbio, poderia ser reduzido o tamanho médio das colônias perlíticas. O refino da microestrutura perlítica exigiria deformação plástica em dois regimes diferentes de temperatura, isto é, nos primeiros passes de laminação que devem ser realizados a altas temperaturas, onde a deformação seria seguida de recristalização e se responsabilizaria pelo refino de grão austenítico. O efeito particular do nióbio deveria surgir somente durante os passes finais de laminação. Neste caso a deformação

plástica não removida por recristalização levaria ao refino da estrutura perlitica pelo aumento do número de sítios preferenciais para a nucleação da perlita (9,11).

## 2 - MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS.

Foram utilizados dois aços experimentais obtidos por fusão a vácuo em forno de indução. Foram obtidos lingotes com e sem adição de nióbio (aço denominado de BN e BC, respectivamente) como elemento de microliga, cuja composição química estão apresentados na Tabela 1.

ACD	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N
BC	0,79	1,81	0,83	0,007	0,005	0,014		40ppm
BN	0,78	1,80	0,83	0,012	0,005	0,014	0,02	35ppm

TABELA 1 - Composição química dos aços experimentais (X em peso).

Os lingotes originais com seção transversal de 70 x 70mm e peso aproximado de 5kg foram forjados para barras com diâmetro de 24mm.

Devido às dimensões e escassez de ambos os aços, BC e BN, usinou-se as barras para 20,0mm de diâmetro e utilizou-se a técnica de embutimento destas barras numa placa-mãe para a execução de laminação em escala piloto. A Figura 1 apresenta as medidas da placa-mãe e mostra o conjunto placa-mãe/amostras cilíndricas e em detalhes a fixação dos cilindros que foram vedados com cordões de solda. Além disso a Figura 1 mostra em detalhes a fixação do termopar (tipo K de diâmetro = 1,5mm) que foi utilizado para o monitoramento das temperaturas de austenização, de laminação e do resfriamento.

Esta técnica de embutimento de barras cilíndricas em placa-mãe, permite que amostras cilíndricas sejam laminadas num laminador de

cilindros planos. Além disso as amostras dos aços BC e BN sofreriam tratamento termomecânico idêntico.

Os esquemas de laminações foram projetados baseados nos resultados dos tratamentos termomecânicos por forjamento executados em trabalhos anteriores (11,12), e os valores da espessura da placa-mãe estão apresentados na Tabela 2.

PASSOS DE LAMINAÇÃO							
	10	20	30	40			
ESQ	T(°C)	Red (X)	T(°C)	Red (X)	T(°C)	Red (X)	T(°C)
		ε (mm)		ε (mm)		ε (mm)	
A	1150	1100	1050	1000	1000	1000	
		13,7%		16,0%		19,0%	23,4%
B	1150	1100	900		850		
		(25,9mm)	(21,7mm)		(17,6mm)		(13,5mm)
C	1150	1100	750		700		

ε (espessura da placa-mãe em mm), e inicial = 30 mm.

TABELA 2 - Esquemas de laminação dos aços BC e BN.

Os conjuntos placa-mãe/ amostras BC e BN foram sustentizados a 1200°C durante 1 hora, para que os dois aços pudessem iniciar a laminação com tamanhos de grão semelhantes, e posteriormente laminados segundo os esquemas A, B e C, cuja redução total em espessura foi de 55%. Para tal foi utilizado um laminador da marca FENN, modelo 051, com capacidade de 45 toneladas, cujos cilindros eram de aço polido com 66,7mm de raio e girando a 45 rotações por minuto.

Das placas-mãe laminadas, Figura 2(a), foram extraídas os cilindros deformados de aços BC e BN (Figura 2(b)), dos quais foram retiradas amostras para os ensaios de tração, de Charpy "subsize", de dureza e de metalografia. Inicialmente foi cortado um pedaço do cilindro deformado (corte AB - Seção transversal) e posteriormente outro pedaço (corte CD - Seção Longitudinal), os quais foram

utilizados para metalografia e medida de dureza Vickers (HV 30), em ambas as seções. Do restante do cilindro deformado foram usinados dois corpos de prova para o ensaio de tração e mais dois corpos de prova para o ensaio Charpy "subsize".

#### METALOGRAFIA

Observou-se que a formação de ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão austenítico, encontrada de maneira sistemática nas regiões superficiais das amostras (barras laminadas) devido à descarbonetação ocorrida durante a austenitização, permitiu uma boa caracterização do estado austenítico, tanto em relação à recristalização ocorrida ou não, quanto em relação ao tamanho do grão.

#### MEDIDAS DE DUREZA

Para as medidas de macrodureza foi utilizado um durômetro VBE-modelo HPD-250, na escala Vickers, cujo penetrador era uma pirâmide de diamante de base quadrada com  $136^\circ$  e uma carga de 30 kgf. Os valores apresentados no texto se referem ao valor médio de 6 medidas.

#### ENSAIO DE TRAÇÃO

A determinação das propriedades mecânicas à tração foi feita segundo a NORMA NBR 6152 de dezembro de 1980 (13). E as dimensões dos corpos de prova empregados foram de  $D_0 = 4,5\text{mm}$  e  $L_0 = 30,0\text{mm}$ . Foram realizados 2 ensaios para cada amostra e os resultados do texto se referem à média destes valores obtidos.

#### ENSAIO CHARPY "SUBSIZE"

Para a determinação das propriedades de impacto foram seguidos a NORMA ASTM-A-370 "Charpy Impact Testing" (14), cujo corpo de prova foi do tipo A com entalhe em V, "subsize" de 10mm de largura por 2,5mm de espessura. Foram realizados somente 2 ensaios por amostra à temperatura de  $23^\circ\text{C}$ , e os valores apresentados referem-se à média

dos valores obtidos nos mesmos.

#### FRACTOGRAFIA

Foram analisadas as fraturas das amostras submetidas ao ensaio de impacto Charpy, com o intuito de correlacionar os aspectos da fratura com os resultados dos ensaios Charpy e com as diferentes estruturas perliticas resultantes dos 3 esquemas distintos de laminação. Essas amostras foram observadas em MEV, com aumento de 524X.

### 3 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 3.1. Microestrutura dos Aços BC e BN Laminados Segundo os Esquemas A, B e C

Na figura 3 estão apresentadas as microestruturas dos aços BC e BN, que foram submetidas aos esquemas A, B e C de laminação.

A Tabela 3 apresenta o estado austenítico e o tamanho de grão austenítico após as laminções, e a Figura 4 mostram as micrografias da região descarbonetada (com a presença de ferrita pró-eutetóide nos contornos dos antigos grãos austeníticos), onde pode-se verificar o estado austenítico dos mesmos.

ACD	ESQUEMA	ESTADO	T. G.
	DE	AUSTENÍTICO	( $\mu\text{M}$ )
	LAMINAÇÃO		
BC	A	R*	67
	B	R	40
	C	R	34
BN	A	R	49
	B	NR**	67
	C	NR	67

\* - Recristalizado

\*\* - Não Recristalizado

TABELA 3 - Estado austenítico e o tamanho de grão da austenita dos aços BC e BN submetidos aos esquemas A, B e C de laminação.

Analisando-se as micrografias da Figura 3, verifica-se que não houve uma mudança efetiva da microestrutura para diferentes esquemas de laminação, tanto para o aço BC como para o aço BN. Porém o aço BN apresentou uma estrutura mais refinada do que o aço BC, para os respectivos esquemas de laminação.

Na Figura 4, pode-se observar que os grãos austeníticos do aço BC estão totalmente recristalizados para os esquemas A, B e C. Já o aço BN, apresentou grãos austeníticos recristalizados somente para o esquema A de laminação. Para os esquemas B e C, a austenita do aço BN não estava recristalizada, mostrando grãos de austenita alongados pela deformação. Portanto a microestrutura mais refinada do aço ao níobio deveu-se principalmente à austenita deformada (não recristalizada) que deve ter aumentado a taxa de nucleação e consequentemente um menor tamanho do nódulo de perlita, refinando a estrutura como foi mostrada na Figura 3.

### 3.2. Ensaio Mecânicos

Na Tabela 4 e Figura 5 estão apresentados os resultados dos ensaios de tração para os aços BC e BN, que foram submetidos aos esquemas A, B e C de laminação. A resistência dos aços BC e BN diminuiu com a redução da temperatura de laminação, isto é, os valores de  $\sigma_r$  e  $\sigma_b$  diminuíram gradativamente do esquema A para o esquema C. E consequentemente os valores de alongamento e redução de área cresceram levemente do esquema A para o esquema C.

ACAO (ESQUEMA)	$\sigma_r$	$\sigma_b$	$\Delta l$	A	HV02	E abs
	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(VICKERS)	(J/CM <sup>2</sup> )
A	589	990	21,7	25,31	308	3,0
BC	570	977	22,8	27,21	296	3,0
C	558	970	22,7	28,51	294	3,0
A	621	1039	21,1	21,11	316	3,0
BN	576	1007	22,21	30,41	299	3,0
C	558	971	24,9	30,41	294	3,0

TABELA 4 - Resultados das propriedades mecânicas dos aços BC e BN laminados nos esquemas A, B e C

No esquema A, onde todos os quatro passes foram dados à alta temperatura, resultou num aumento de resistência mecânica tanto no aço BC como no BN, quando comparado com os esquemas B e C de laminação. Os aços com níobio apresentaram resistência maior do que os dos aços sem níobio. Neste esquema os grãos austeníticos estavam totalmente recristalizados e coalescidos, devido à diminuição das áreas de contorno que são substratos para formação da perlita. Com isto a perlita formou-se em temperaturas menores, o que resultou na redução do seu espaçamento interlamelar e consequentemente no aumento da resistência mecânica.

O fato do aço BN apresentar maior resistência do que o aço BC pode ser devido:

- ao atraso na formação da perlita provocado pelo níobio em solução na austenita, com redução de espaçamento interlamelar mínimo (B);
- à precipitação de Nb (C,N) na ferrita da perlita;
- à alteração na morfologia da perlita passando de perlita lamelar para perlita degenerada.

No esquema C, onde os dois últimos passes de laminação foram dados à 750 e 700°C, os aços BC e BN apresentaram uma resistência mecânica mais baixa do que no esquema B, que por sua vez foi mais baixa do que no esquema A. As propriedades mecânicas dos aços BC e

BN foram aproximadamente iguais. Nestas condições a austenita se apresentou totalmente não cristalizada no aço BN ou recristalizada com grãos bem refinados para o aço BC. Condições estas que provocaram uma aceleração na formação da perlita, devido ao aumento nos números de sítios de nucleação da perlita, resultando no aumento da temperatura de transformação austenita-perlita, e consequentemente no espaçamento interlamelar e diminuição da resistência mecânica. Neste esquema o nióbio não exerceu influência sobre as propriedades mecânicas, e seu efeito retardador na transformação austenita-perlita pode ter sido neutralizado pela deformação devido ao seu efeito acelerador na transformação.

No esquema B, onde os dois últimos passes de laminação foram dados à temperatura intermediária entre os esquemas A e C, na faixa de 980 e 850°C, as propriedades mecânicas resultantes também apresentaram valores intermediários para ambos os aços. O aço BN apresentou valor do limite de resistência maior do que o aço BC, mas os valores do limite de escoamento são aproximadamente iguais para os dois aços.

Na Figura 6 e Tabela 4 encontram-se os valores de dureza em função dos esquemas A, B e C de laminação, onde podem ser feitas as mesmas considerações feitas para os limites de escoamento e de resistência. Os valores de dureza do aço BN decresceram gradativamente do esquema A para o esquema C. Já o aço BC apresentou uma dureza maior no esquema A em relação aos esquemas B e C, que apresentaram durezas aproximadamente iguais.

Ainda na Tabela 4 estão apresentados os valores da energia absorvida no ensaio de Impacto Charpy para os esquemas A, B e C de laminação. Os corpos de prova "subsize" com as laminacões de 2,5 mm de espessura e 10,0 mm de largura foram ensaiados somente a temperatura ambiente (25°C). Tanto o aço BC como o aço BN

apresentaram valores de energia absorvida de 3,0 Joules, para todos os esquemas de laminação. Valores estes que não permitem tirar qualquer conclusão dos efeitos dos diferentes esquemas de laminação sobre o ensaio de impacto Charpy. Os corpos de prova do ensaio Charpy foram submetidos à análise do aspecto da fratura, que está apresentado no Anexo de Fractografia.

### 3.3. Fractografia

A figura 7 mostra o aspecto da fratura dos corpos de prova do ensaio Charpy "subsize", de aços BC e BN que foram laminados segundo os esquemas A, B e C.

Foi detectado fratura fibrosa somente em regiões localizadas entre planos (ou facetas) de clivagem, denominada de "shear linkage". Não foram observadas diferenças nítidas de aparência de fratura de estruturas perlíticas entre os esquemas A, B e C. O aço BC apresentou uma tendência ao aumento de regiões fibrosas do esquema A para o esquema C. Em relação à textura das facetas clivadas, o esquema A mostrou uma fratura de facetas de clivagem definidas. O aço BN apresentou tamanho menor de facetas de clivagem em relação ao aço BC para o mesmo esquema de laminação, consequentemente as regiões fibrosas ("shear linkage") eram também maiores.

### 4 - CONCLUSÕES

Ensaio de laminação a quente em escala laboratorial, de aços eutetóides com e sem adição de nióbio, mostraram que 0,01 % de nióbio em solução refina o tamanho de grão austenítico recristalizado durante a deformação em altas temperaturas (T > 1000°C) e inibe a recristalização quando deformadas em temperaturas baixas (T < 1000°C).

Em amostras submetidas à laminação em temperaturas altas (esquema A = 4 passes > 1000°C) as propriedades mecânicas resultantes ( $\bar{\sigma}_r$ ,  $\bar{\sigma}_e$  e dureza) foram as mais altas, entre os 3 esquemas de laminação para ambos os aços. Neste esquema os grãos austeníticos estavam totalmente recristalizados e coalescidos, o que diminui a área de nucleação da perlita, atrasando a transformação da austenita em perlita. Com isto a perlita formou-se em temperaturas mais baixas, consequentemente reduzindo o espaçamento interlamelar mínimo e aumentando a resistência mecânica. Em amostras submetidas à laminação em 2 estágios (2 passes iniciais > 1000°C e os passes finais a 750 e 700°C), as propriedades mecânicas ( $\bar{\sigma}_r$ ,  $\bar{\sigma}_e$  e dureza) foram as mais baixas. Neste caso, no aço 0N, o nióbio atuou no sentido de refinar o grão e não permitir a recristalização da austenita antes da transformação, provocando a aceleração da transformação da austenita em perlita que resultou no aumento da temperatura de transformação e consequente aumento no espaçamento interlamelar mínimo da perlita.

#### 5 - BIBLIOGRAFIA

- (1) LANG, C., KAPPELLNER, U., KASPAR, R. e MEYER, L. - Steel Research 58, nº 10, 1967, p. 465 - 471.
- (2) GARBAZ, B. e PICKERING, F.B. - Materials Science and Technology, April 1988, vol. 4, p. 328 - 334.
- (3) HARDER, A.R. e BRANFITT, B.L. - Metallurgical Transactions A, vol. 7A, March 1976, p. 365 - 372.
- (4) RIDLEY, N. - Metallurgical transactions, vol. 15A, 1984, p. 1019 - 1036.
- (5) PICKERING, F.B. e GARBAZ, B. - Scripta Metallurgica, 1987 - 21, p. 249 - 253.
- (6) HYZAK, J.M. e BERNSTEIN, I.M. - Metallurgical Transactions, vol. 7A, 1976, p. 1217 - 1224.
- (7) UHENO, M., OHTSUKA, H. and TAMURA, I. - Trans. of the ISIJ Japan, 23, (1983), nº 9, p. 775 - 784.
- (8) KESTENBACH, H.J., BALANCIN, D. e VENDRASCO, S. - Metalurgia - ABM, vol. 42, nº 346, setembro 1986, p. 625 - 629.
- (9) NORDBERG, H. e ARONSON, B. - J. Iron Steel Inst. 206, (1968), p. 1263 - 66.
- (10) DOI, S.N., HEI, P.R. e KESTENBACH, H.J. - X Seminário de Metalurgia Física e Tratamento Térmico, Rio de Janeiro, 4 e 5 maio de 1989, p. 301 - 316.
- (11) MARTINS, O.S. e KESTENBACH, H.J. - Anais do Encontro de Tecnologia e Utilização dos Aços Nacionais, Rio de Janeiro, (1982), p. 306 - 312.
- (12) NORMA NBR-6152 - Determinação das Propriedades Mecânicas à Tração de Materiais Metálicos - Método de Ensaio - Dezembro de 1986.
- (13) NORMA ASTM A 370-77 - Standard Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products - V Notes on Significance of Notched-Bar Impact Testing.

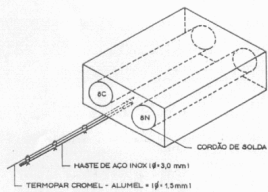


FIGURA 1 - Conjunto placa mãe/amostras cilíndricas, e em detalhes a fixação do termopar.

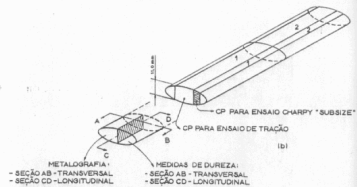
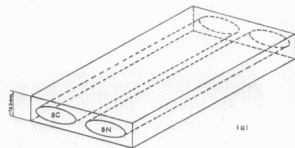


FIGURA 2 - (a) Conjunto placa-mãe com amostras cilíndricas após os passes de laminação

(b) Amostra cilíndrica extraída da placa-mãe submetida à laminação. Detalhes dos cortes para metalografia e ensaios mecânicos



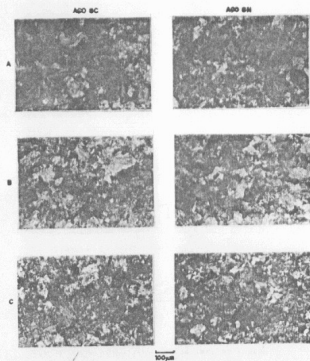


FIGURA 3 - Microestrutura dos aços BC e BN laminados segundo as espessuras A, B e C (seção transversal)  
Aumento: 100 X Ataque: Nital 3X

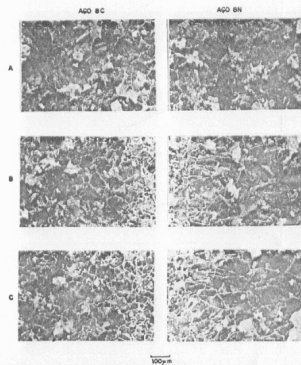


FIGURA 4 - Micrografia da Região decarbonetada (ferrita no contorno do antigo grão austenítico), dos aços BC e BN submetidos aos espessuras A, B e C de laminação (seção transversal)  
Aumento: 100 X Ataque: Nital 3X

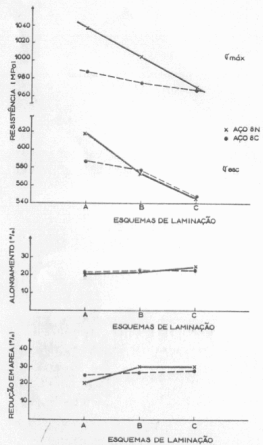


FIGURA 5 - Propriedades mecânicas dos aços 8C e 8N, laminados segundo os esquemas A, B e C

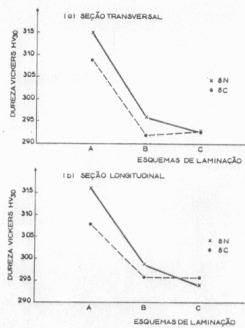


FIGURA 6 - Correlação entre dureza Vickers (HV30) e os esquemas A, B e C de laminação

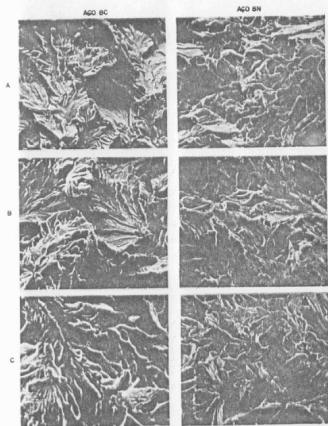


FIGURA 7 - Aspecto de fratura por clivagem em corpos de prova do ensaio Charpy, dos aços BC e BN laminados segundo os esquemas A, B e C. Aumento: 528 X

#### ABSTRACT

It has been performed rolling in bench-scale in eutectoid steels with or without niobium addition. It has been studied too the effect of niobium and deformation temperature of austenite, on the microstructure and properties of pearlite, after transformation by air cooling. The niobium solubilization at 1200°C/1h has presented effective results in terms of delaying effect of austenite recrystallization. Deformed samples at high temperature (recrystallization region of austenite), have presented higher values of mechanical properties. And the deformed samples at low temperature (non-recrystallization temperature of austenite) basic presented lower values of mechanical properties. It has been analyzed too the fracture phase in U - notch test specimen for both steels submitted at three different rolling schemes.