

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

"Estudo do efeito do boro e das condições de trefilação
na delaminação de aços perlíticos"

Autor: Luciano de Castro Reis
Orientador: Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono
Co-Orientador: Dr. Francisco José Martins Boratto

Março de 2009

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Luciano de Castro Reis

ESTUDO DO EFEITO DO BORO E DAS CONDIÇÕES DE TREFILAÇÃO NA
DELAMINAÇÃO DE AÇOS PERLÍTICOS

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia de Transformação

Orientador: Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono

Co-Orientador: Dr. Francisco José Martins Boratto

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2009

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer a todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste trabalho, em especial:

À ArcelorMittal Monlevade, na pessoa do Gerente Técnico João Garcia Ramalho, pela oportunidade e apoio.

À BBA-Osasco, na pessoa do Gerente Edson Takagi, pela disponibilidade da realização dos testes na fábrica.

Aos meus mestres: professor Vicente Buono e doutor Francisco Boratto que sempre me guiaram, fazendo com que este trabalho se encorpasse.

À minha família, meu eterno suporte, em especial aos meus pais que sempre me motivaram e me deram seus ensinamentos.

À Fernanda, pelo carinho e paciência nos momentos de ausência.

Ao Helder Ferreira pela ajuda na execução dos testes.

Ao Rafael Junior e Douglas Seabra pela enorme ajuda durante os testes.

Ao Leandro Marchi pela amizade e ajuda técnica.

Ao Nilton Oliveira pela garantia dos resultados nos ensaios de torção.

Aos amigos do staff técnico: André Assunção, Ângelo Marins, Fabio Cardoso, Gesner Coelho, Luciana Sales e Rafael Perdigão pela ajuda em várias partes deste trabalho.

Aos amigos do Laminador 1 pelo suporte na garantia dos parâmetros de processo na laminação das corridas para teste.

SUMÁRIO

Lista de Figuras	v
Lista de Tabelas.....	ix
Lista de Notações	x
Resumo.....	xii
Abstract.....	xiii
1. INTRODUÇÃO.....	16
2. OBJETIVOS.....	18
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1. Aços perlíticos.....	19
3.2. Torção em Arames.....	24
3.3.1 Efeito da resistência.....	33
3.4. Envelhecimento.....	37
3.4.1 Envelhecimento após deformação	37
3.4.2 Cinética de envelhecimento	38
3.4.3 Efeito da temperatura durante a trefilação	40
3.4.3 Influência do teor de nitrogênio	43
3.4.4 Influência da decomposição da cementita	45
3.5. Efeito do boro.....	52
3.6. Efeito da trefilação	55
4.1. Material	61
4.2. Procedimento de trefilação	61
4.3. Procedimento de envelhecimento das amostras de arame	64
4.4. Procedimento de ensaio de torção	64
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
5.1. Evolução da estrição com o tempo	65
5.2. Propriedades mecânicas.....	65
5.3. Índice de qualidade do ensaio de torção	68
6. CONCLUSÕES.....	79
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	80

Lista de Figuras

- Figura 3.1* - Região perlítica vista através de microscopia de força atômica 19
(BUONO *et al.*, 1995).
- Figura 3.2* - Microestrutura da seção longitudinal de um aço eutetóide 21
transformado a 580 °C e trefilado. (a) $\varepsilon = 0.61$, (b) $\varepsilon = 1.19$, (c) $\varepsilon =$
2.06, (d) $\varepsilon = 2.63$ (NAM *et al.*, 2005).
- Figura 3.3* - Ilustração esquemática do modo de textura e a tendência da 22
propagação da trinca (SHIMIZU *et al.*, 2002).
- Figura 3.4* - Ilustração esquemática do mecanismo pelo qual vazios nucleiam, 23
crescem e coalescem (SHIMIZU *et al.*, 2002).
- Figura 3.5* - Orientação dos planos principais na torção (GOLIS *et al.*, 1999). 24
- Figura 3.6* - Modo de falha em teste de torção sob tensão de cisalhamento τ , (a) 25
dúctil e (b) frágil (SU *et al.*, 2000).
- Figura 3.7* - Falha na ductilidade longitudinal resultando em fratura em hélice 25
sob as seguintes forças: σ_1 : tensão de tração, σ_3 : tensão de
compressão, τ : tensão de cisalhamento (SU *et al.*, 2000).
- Figura 3.8* - Diferentes tipos de fraturas e seus códigos usados no laboratório 26
de teste de torção da Bekaert (RAEMDONCK *et al.*, 1994).
- Figura 3.9* - Curva torque x deformação de um arame trefilado a seco de 27
3,87mm de diâmetro e com 100mm de comprimento
(BROWNRIGG *et al.*, 1984).
- Figura 3.10* - Diagrama esquemático do teste de torção em arames com 28
delaminação (A) e sem delaminação (B) (TARUI *et al.*, 1995).
- Figura 3.11* - Representação esquemática do padrão de torção em arames 29
delaminados, onde M_s é o momento de torção em kgmm
(GODECKI, 1969).
- Figura 3.12* - Modelo de nucleação da delaminação (LEFEVER *et al.*, 1998) 30
- Figura 3.13* - Variação do número de microvazios com a deformação torcional, 31
tamanho maior ou igual a $0,1\mu\text{m}$ (SHIMIZU *et al.*, 2002).

<i>Figura 3.14</i> - Ilustração esquemática do mecanismo de nucleação de vazios. (SHIMIZU <i>et al.</i> , 2002).	32
<i>Figura 3.15</i> - Regiões mostrando predominante desempenho seguro à torção e delaminação como função da resistência do arame e do diâmetro do arame (GOLIS <i>et al.</i> , 1999).	34
<i>Figura 3.16</i> - Número de voltas de arames trefilados com 86,5% de redução: (a) arames de 11,5 mm de diâmetro e (b) arames com 4,22 mm de diâmetro a uma temperatura de austenitização (Temp.γ) de 900 °C (SHIMIZU <i>et al.</i> , 2001).	34
<i>Figura 3.17</i> - Efeito do limite de resistência do arame patenteado e da redução total de trefilação no limite de resistência até a ocorrência de delaminação (TARUI <i>et al.</i> , 1995).	35
<i>Figura 3.18</i> - Efeito dos teores de carbono e cromo no limite de resistência de um arame patenteado (TARUI <i>et al.</i> , 2005).	36
<i>Figura 3.19</i> - Efeito da temperatura de envelhecimento nas propriedades de arames alto teor de carbono (YAMADA <i>et al.</i> , 1983).	39
<i>Figura 3.20</i> - Variação de temperatura dentro e na superfície do arame sob resfriamento constante (FUJITA <i>et al.</i> , 1976).	40
<i>Figura 3.21</i> - Variação da dureza de um arame 0,30mm ao longo de sua seção transversal (TARUI <i>et al.</i> , 1999).	41
<i>Figura 3.22</i> - Variações das propriedades mecânicas de arames finais com velocidade de trefilação de 850m/min e redução total de 89% (YAMADA <i>et al.</i> , 1983).	42
<i>Figura 3.23</i> - Influência do teor de nitrogênio solúvel na variação percentual do limite de escoamento a 0,1% de deformação e estrição em aços perlíticos trefilados a 86% de redução de área e envelhecidos por 5 minutos entre 30 e 300 °C (GONZALES <i>et al.</i> (1999) citado por BUONO, 2003).	44
<i>Figura 3.24</i> - Representação esquemática dos mecanismos de envelhecimento após deformação em aços perlíticos trefilados (GONZALES <i>et al.</i> (1999) citado por OLIVEIRA, 2003).	46

<i>Figura 3.25</i> - Variação da composição de carbono na ferrita com a deformação por trefilação (TARUI <i>et al.</i> ,2005).	47
<i>Figura 3.26</i> - Micrografia mostrando várias morfologias de deformação da cementita em um aço perlítico de 0,76%C com as seguintes reduções: (a) e (b) 30%; (c) e (d) 60%; (e) e (f) 90% (UMEMOTO <i>et al.</i> ,2003).	49
<i>Figura 3.27</i> - Mudança no limite de resistência durante a trefilação (ROBONYI, 1987).	50
<i>Figura 3.28</i> - Trefilabilidade de um fio-máquina hipereutetóide de 0,96%C e diâmetro 5,50mm resfriado em um Stelmor (OCHIAI, 1993).	51
<i>Figura 3.29</i> - Efeito do carbono no limite da resistência à delaminação (temperatura de patenteamento = 575°C a 12segundos) (OCHIAI, 1993).	51
<i>Figura 3.30</i> - Variação da quantidade de ferrita na camada superficial e parte central de um arame de 1,40mm de diâmetro (MAKKI <i>et al.</i> ,2001).	53
<i>Figura 3.31</i> - Espaçamento interlamelar perlítico em aços com diferentes graus de trefilação (TORIBIO <i>et al.</i> ,1998).	56
<i>Figura 3.32</i> - Desenho esquemático de três tipos de arranjo espacial da perlita lamelar: (a) inclinada; (b) paralela ao eixo do arame; (c) perpendicular ao eixo do arame. A evolução ao longo da trefilação - esquerda para direita - também é mostrada (TORIBIO <i>et al.</i> ,1998).	56
<i>Figura 3.33</i> - Relação entre limite de resistência com a deformação em um processo de trefilação em dois arames com composições diferentes de carbono (ZELIN, 2004).	57
<i>Figura 3.34</i> - Tipos de plano de passes na trefilação (ZELIN, 2004).	58
<i>Figura 3.35</i> - Análise de temperatura durante a trefilação por meio de DSC (NAGAO, 2007).	59
<i>Figura 3.36</i> - Resultados de torção em amostras de arames trefilados com 1, 3 e 4 “skin pass” de 3 a 4% de redução de área e restante dos passes com no máximo 20% de redução de área (NAGAO, 2007).	60

<i>Figura 4.1</i> - Variação da redução de área em função do tempo atribuída ao efeito de hidrogênio no aço (MARCHI, 2005).	62
<i>Figura 4.2</i> - Fluxograma de processo de trefilação arame 1080.	62
<i>Figura 4.3</i> - Redução por passe na configuração “Skin Pass”.	63
<i>Figura 5.1</i> - Variação da redução de área em função do tempo atribuída ao efeito de hidrogênio no aço 1080+B.	65
<i>Figura 5.2</i> - Ensaio de tração em amostras de arame com e sem tratamento de envelhecimento	66
<i>Figura 5.3</i> - Diagrama balanceado da variação do limite de escoamento.	67
<i>Figura 5.4</i> - Teste-t da variação do limite de escoamento com amostras em paralelo comparando as variáveis (a) velocidade de trefilação; (b) boro; (c) “skin pass”.	68
<i>Figura 5.5</i> - Ensaio de torção em arame que apresentou delaminação onde se pode medir a queda do torque e o tamanho do fluxo serrilhado.	71
<i>Figura 5.6</i> - Resumo dos resultados obtidos no IQT.	72
<i>Figura 5.7</i> - Exemplo de curva de torção em arames.	73
<i>Figura 5.8</i> - Análise de bloco das condições sem e com “skin pass”.	73
<i>Figura 5.9</i> - Análise de bloco das condições sem e com adição de boro.	74
<i>Figura 5.10</i> - Análise de bloco das condições com velocidade baixa e alta de trefilação.	75
<i>Figura 5.11</i> - Diagrama balanceado das médias do IQT para as variáveis estudadas.	76
<i>Figura 5.12</i> - Teste-t do índice IQT com amostras em paralelo comparando as variáveis (a) velocidade de trefilação; (b) boro; (c) “skin pass”.	77
<i>Figura 5.13</i> - Diagrama balanceado do sinal-ruído de Taguchi para o IQT das variáveis estudadas.	77

Lista de Tabelas

<i>Tabela I</i>	Composição química das corridas a serem testadas.	61
<i>Tabela II</i>	Formato do planejamento de experimento (PDE).	63
<i>Tabela III</i>	Divisão de pontuação do índice IQT.	69
<i>Tabela IV</i>	Pontuação da variável “número de voltas” que compõem o IQT.	69
<i>Tabela V</i>	Pontuação da variável “tipo de fratura” que compõem o IQT.	70
<i>Tabela VI</i>	Pontuação da variável “queda de torque” que compõem o IQT.	70
<i>Tabela VII</i>	Pontuação da variável “tamanho fluxo serrilhado” que compõem o IQT.	71

Lista de Notações

ATC: Alto teor de carbono

C_{eq} : Carbono equivalente

Coeficiente_{FN}: Coeficiente do elemento formador de nitreto resultante da equação da reação balanceada.

Coeficiente_N: Coeficiente do nitrogênio resultante da equação da reação balanceada.

D_o : Diâmetro inicial do arame

D_f : Diâmetro final do arame

D_i : Diâmetro inicial (mm) de cada passe

IQT: Índice de Qualidade do ensaio de Torção

f: Coeficiente de atrito

K: Parâmetro de velocidade

K_y : Parâmetro de Hall-Petch

L_o : Comprimento inicial da amostra

L_f : Comprimento final da amostra

M_s : Momento de torque

n: Expoente do tempo

N_s : Nitrogênio solúvel

PDE: Planejamento de Experimento

PM_{FN} : Peso molecular do elemento formador de nitreto (g/mol).

PM_N : Peso molecular do nitrogênio (g/mol).

Q_{FN} : Quantidade necessária do elemento formador de nitreto para estabilizar o nitrogênio do aço (ppm).

Q_N : Quantidade de nitrogênio livre a ser removido do aço (ppm).

S_o : Espaçamento interlamelar

S_e : Espaçamento interlamelar obtido após trefilação de um arame de diâmetro inicial (D_o) até diâmetro após deformação (D_e)

S/R: Sinal ruído de Taguchi

t: Tempo envelhecimento

v: Velocidade do arame na fieira (m/min)

Y: Fração envelhecida

Z: Estricção

ε : Deformação verdadeira

ϕ_1 : Ponto de início de rotação da perlita

φ_{Fe_3C} : Ponto de início de fragmentação da cementita

σ : Resistência do arame

σ_0 : Tensão de atrito

σ_1 : Tensão tração

σ_2 : Tensão compressão

τ : Tensão cisalhante

Resumo

Delaminação é um tipo de fratura que pode ocorrer em aços perlíticos trefilados quando estes são submetidos a tensões de torção. Visando uma melhor compreensão deste fenômeno, neste trabalho foram avaliados os efeitos da adição de boro ao aço perlítico e das condições de trefilação na delaminação. Os aços foram produzidos e trefilados em escala industrial, tratados termicamente em laboratório e submetidos a ensaios de torção.

Foi constatado efeito positivo do boro e que este efeito é exercido pela minimização do primeiro estágio de envelhecimento, provavelmente pela redução de nitrogênio em solução sólida. Esta melhoria é mais pronunciada quando associada a uma redução da velocidade de trefilação. Este segundo fator possibilita uma menor geração de calor durante a trefilação, evitando-se assim níveis de temperatura que aceleram o envelhecimento.

Um terceiro parâmetro, o esquema de passes de trefilação, foi também avaliado através da introdução de “*skin pass*”, no final da trefilação. Este parâmetro não se mostrou tão efetivo quanto o efeito do boro ou a velocidade de trefilação.

Um dos efeitos deletérios da delaminação é um pior desempenho no ensaio de torção de arames, conforme foi confirmado aqui, após ensaios de torção instrumentados com células de torque.

Abstract

Delamination is a type of fracture that can occur in pearlitic steel wire when they are subjected to tension torsion. To better understand this phenomenon, in this study the effect of the addition of boron to steel and conditions of the drawing on delamination were observed. The steel wire was produced and drawing on industrial scale, thermal treated in laboratory and subjected to torsion tests.

The presence of boron reduced the chance of “delamination”, probably by due to the reduction of nitrogen in solution, which hinders the effects of ageing. This beneficial effect of boron is improved when associated with a reduction in drawing speed. The reduction of drawing speed reduces the wire temperature which could lead to ageing phenomena to develop.

A third factor was studied here, the scheme of drawing passes with "skin pass" at the end, but this was not as effective as the effect of boron or drawing speed.

One of the effects of delamination is the reduction of performance of wires in instrumented torsion tests with torque cells, which was confirmed here.

1. INTRODUÇÃO

Arames de aços alto teor de carbono têm seu uso em muitas aplicações incluindo molas, cabos, cordoalhas para pneus, concreto protendido, cabos de aço, dentre outras. Estes arames são fabricados a frio por meio de níveis de deformação elevados durante o processo de trefilação. Atualmente o mercado apresenta a tendência de usar materiais mais leves e resistentes. Uma maneira de aumentar a resistência mecânica é elevar o teor de carbono no aço. No entanto, mudanças na composição química, principalmente devido ao carbono, podem introduzir distorções na rede cristalina e conseqüentes tensões na microestrutura do aço.

Um problema associado ao aumento do limite de resistência dos arames é a ocorrência de delaminação, devido ao encruamento. A delaminação é um defeito que ocorre somente em aços perlíticos encruados e é caracterizada por trincas longitudinais e uma queda de torque após o início da deformação plástica na curva torque-deformação durante o ensaio de torção. Alguns fatores que podem estar associados a este tipo de defeito são: defeitos superficiais, defeitos internos, envelhecimento estático e dinâmico, diâmetro do fio-máquina e textura.

Dentre estes fatores, o envelhecimento por deformação ocupa um lugar de destaque. Este fenômeno pode ser definido como um conjunto de variações de propriedades decorrentes da interação entre átomos de soluto intersticiais e deslocações durante ou após a deformação plástica, que implicam no aumento de resistência e na queda de ductilidade sob determinadas condições.

Um destes elementos intersticiais mais conhecidos é o nitrogênio presente na forma de nitrogênio atômico. O envelhecimento é causado pelo obstáculo ao movimento das deslocações devido ao ancoramento destas pelos átomos de nitrogênio, de pequeno raio atômico. Portanto, reduzir o teor de nitrogênio livre é uma forma efetiva de fazer com que as deslocações possam se mover mais facilmente reduzindo o efeito do envelhecimento. Dependendo de algumas variáveis como tempo e temperatura pode-se ocorrer o fenômeno da decomposição de cementita, presente na perlita, fazendo com que haja o envelhecimento relacionado ao carbono.

Uma das formas de se controlar o envelhecimento por deformação relacionado ao nitrogênio livre em aços é através da adição de elementos que possuem alta afinidade com o nitrogênio. Por exemplo, o boro adicionado ao aço irá reagir com o nitrogênio livre e formar nitreto de boro, através reação química: $B + N \Rightarrow BN$. Este composto, além de ajudar na diminuição da quantidade de ferrita pró-eutetóide, também diminui a quantidade de nitrogênio livre, minimizando os efeitos do primeiro estágio de envelhecimento.

O boro deve ser adicionado ao aço em mesma quantidade de massa em relação ao nitrogênio, de forma a combinar com o nitrogênio livre presente no aço. Outras propriedades comumente associadas à adição do boro ao aço estão relacionadas ao aumento da temperabilidade, à diminuição da tendência à formação de trincas de têmpera e de distorções durante o tratamento térmico e à melhoria da deformabilidade do material. O percentual de boro adicionado nos aços não deve ser superior a 50 ppm (0,0050%) devido à perda de tenacidade ocasionada pela precipitação de boreto de ferro nos contornos de grão da austenita.

Neste trabalho foi avaliada, através de ensaios de torção, a influência da adição de boro a um aço alto teor de carbono, realizada visando minimizar a ocorrência de delaminação durante o processamento subsequente de fios trefilados, utilizado, por exemplo, na fabricação de cabos e molas. Os efeitos da velocidade de deformação, considerando duas velocidades limites, bem como do emprego de “*skin pass*” também foram avaliados.

2. OBJETIVOS

Avaliar a influência da adição de boro e da velocidade de trefilação, na ocorrência de delaminação em arame de aço de alto teor de carbono (ATC) trefilado. Os objetivos específicos foram:

- Estabelecer uma correlação entre a adição de boro e a ocorrência de delaminação em aços perlíticos trefilados;
- Avaliar a influência da velocidade de trefilação e do “*skin pass*” na delaminação em aços perlíticos.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços perlíticos

Os aços perlíticos possuem a composição bem próxima da composição eutetóide, ou seja, teores de carbono variando entre 0,70 e 0,90%. Nesta faixa de teor de carbono a microestrutura do material, submetido a resfriamento moderado de 15 a 25°C/s, é basicamente perlítica.

Para obter um arame de aço com resistência mecânica cada vez mais elevada o teor de carbono vem sendo aumentado gradativamente, iniciando em 0,70% (aços hipoeutetóides) passando para a composição eutetóide de cerca de 0,80% e partindo para composições hipereutetóides com teores maiores ou iguais a 0,90%.

Na figura 3.1 é mostrada uma região perlítica onde é possível distinguir as lamelas de *cementita* em matriz de *ferrita*, com aumento de 40.000 vezes, obtida em um microscópio de força atômica (MFA).

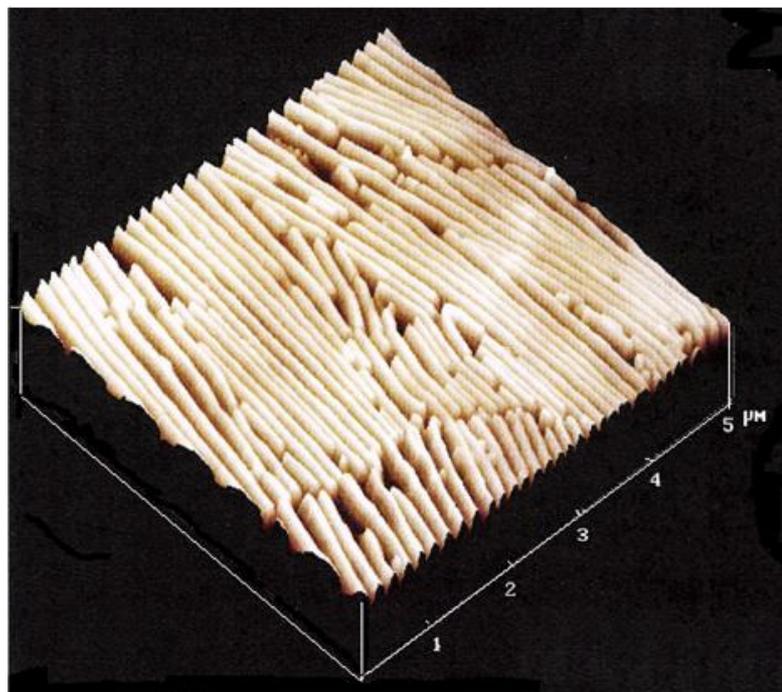


Figura 3.1: Região perlítica vista através de microscopia de força atômica (BUONO *et al.*, 1995).

A microestrutura perlítica é particularmente utilizada nos processos de conformação do arame, pois se consegue trabalhar o fio-máquina a frio através do processo de trefilação, conseguindo reduções de área maiores que 90%.

Estas reduções de área são alcançadas graças à capacidade da perlita girar na direção de trefilação, fazendo com que as lamelas de cementita se emparelhem nesta direção, tornando a estrutura perlítica bastante dúctil. Esta ductilidade da estrutura perlítica tem sido atribuída a diversos fatores, tais como a descontinuidade da cementita lamelar, que favorece a acomodação de grandes quantidades de deformação no plano de escorregamento às lamelas (GOLIS *et al.*, 1999).

A trefilação é um processo eficaz utilizado para aumento da resistência de aços completamente perlíticos com nível de ductilidade aceitável. Mudanças microestruturais e no comportamento da deformação da perlita durante a trefilação são relacionadas estreitamente à microestrutura inicial da perlita. As características principais destas mudanças durante o encruamento são devido a um alinhamento progressivo das lamelas ao eixo de trefilação, redução do espaçamento interlamelar e diminuição da espessura da cementita lamelar (BUONO *et al.*, 1997). A relação entre o espaçamento interlamelar perlítico médio e a deformação verdadeira na trefilação é dada por:

$$S_{\epsilon} = S_0 \exp (-\epsilon/2) \quad (3.1)$$

Onde:

S_{ϵ} : Espaçamento interlamelar obtido após trefilação de um arame de diâmetro inicial (D_0) até diâmetro após deformação (D_{ϵ}).

S_0 : Espaçamento interlamelar inicial

ϵ : Deformação verdadeira dada por $\epsilon = \ln (D_0/D_{\epsilon})^2$

É geralmente aceito que o espaçamento interlamelar inicial é um fator de controle apropriado da ductilidade de aços perlíticos. Estudos da deformação plástica da perlita realizados por NAM *et al.*(1999 e 2005) mostraram que o processo de deformação é caracterizado por um estágio inicial no qual as lamelas de ferrita e cementita tendem a se alinhar ao longo do eixo de deformação, seguido por um decréscimo progressivo no espaçamento interlamelar e finalmente pela flexão e fragmentação da cementita lamelar, conforme pode ser observado na figura 3.2.

A combinação de uma estrutura ferrítica espaçada estreitamente e a alta resistência da cementita lamelar tornam possível o aumento exponencial do encruamento como função da deformação. No entanto a cementita é potencialmente frágil e em estruturas perlíticas a resistência à fratura da cementita é uma função do espaçamento interlamelar. Em perlitas grosseiras a cementita é frágil, mas em microestruturas onde o espaçamento interlamelar é de $0,10\ \mu\text{m}$ ou menor a cementita tem-se mostrado parcialmente ou completamente deformável (KRAUSS, 2005).

As setas na figura 3.2(b) e 3.2(c) mostram regiões com orientações não favoráveis ao movimento de rotação da região perlítica.

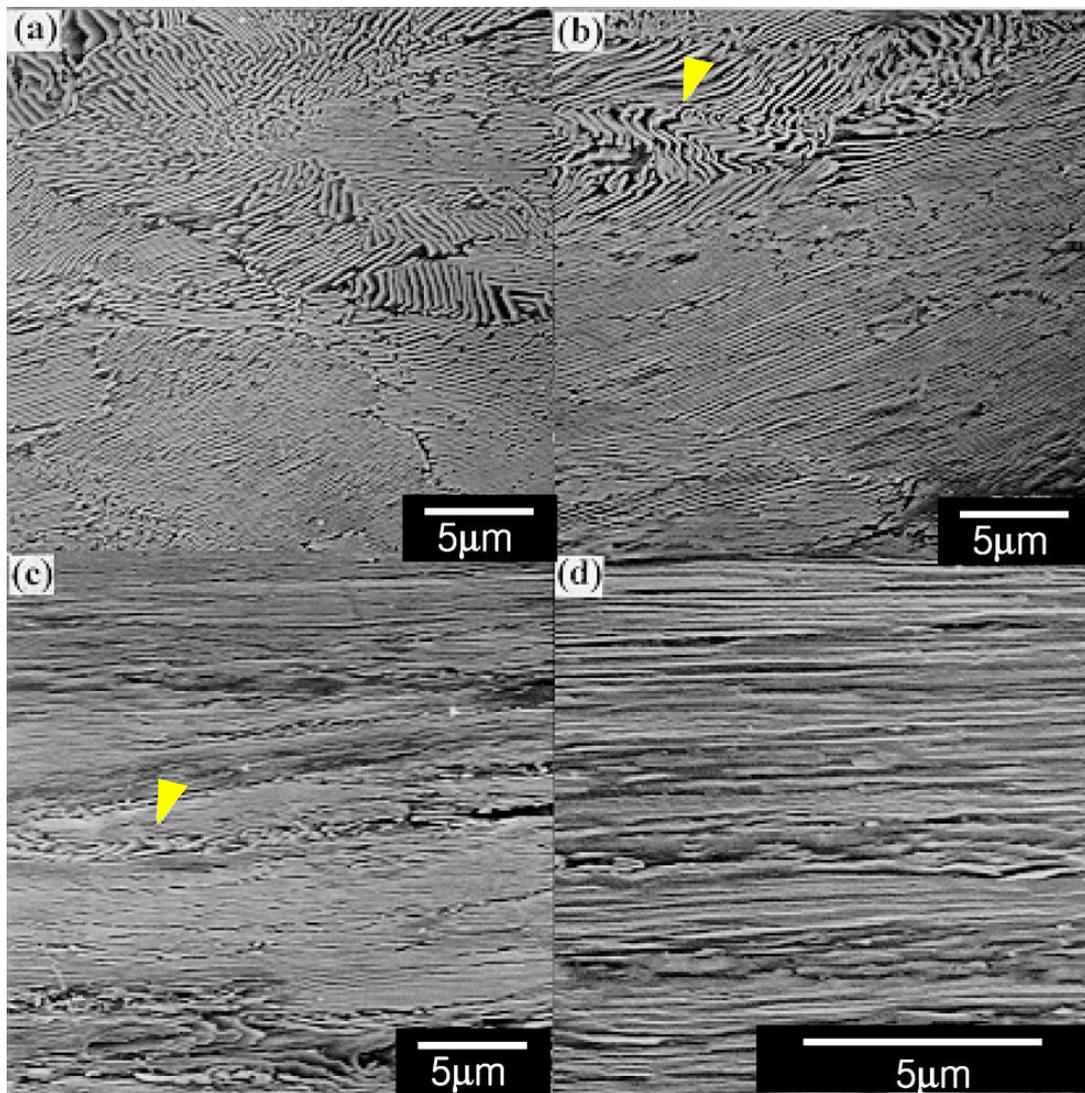


Figura 3.2: Microestrutura da seção longitudinal de um aço eutetóide transformado a $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ e trefilado. (a) $\epsilon = 0.61$, (b) $\epsilon = 1.19$, (c) $\epsilon = 2.06$, (d) $\epsilon = 2.63$ (NAM *et al.*, 2005).

O mecanismo de deformação da perlita depende da orientação das lamelas em relação à tensão aplicada, a textura cristalográfica do arame é um fator relevante, conforme pode ser observado na figura 3.3. Anterior à trefilação, ou a baixas reduções, existe uma textura muito leve ou nenhuma textura ainda, fazendo com que mesmo quando trincas sejam formadas durante a torção, estas não se propaguem facilmente ao longo da vizinhança do plano de clivagem (100) da ferrita, já que estes planos estão orientados aleatoriamente. Por outro lado, sob deformação na trefilação, a textura $\langle 100 \rangle$ é desenvolvida, como mostra a figura 3.3, e planos (100) são alinhados paralelamente ao eixo longitudinal do arame. Esta orientação preferencial dos planos (100) facilita a propagação de trincas e leva a uma fratura por clivagem. O mesmo ocorre em texturas cíclicas, onde uma grande quantidade de planos (100) é alinhada com o mesmo ângulo da superfície do arame, ao contrário dos grãos da estrutura de fibras (SHIMIZU, 2002).

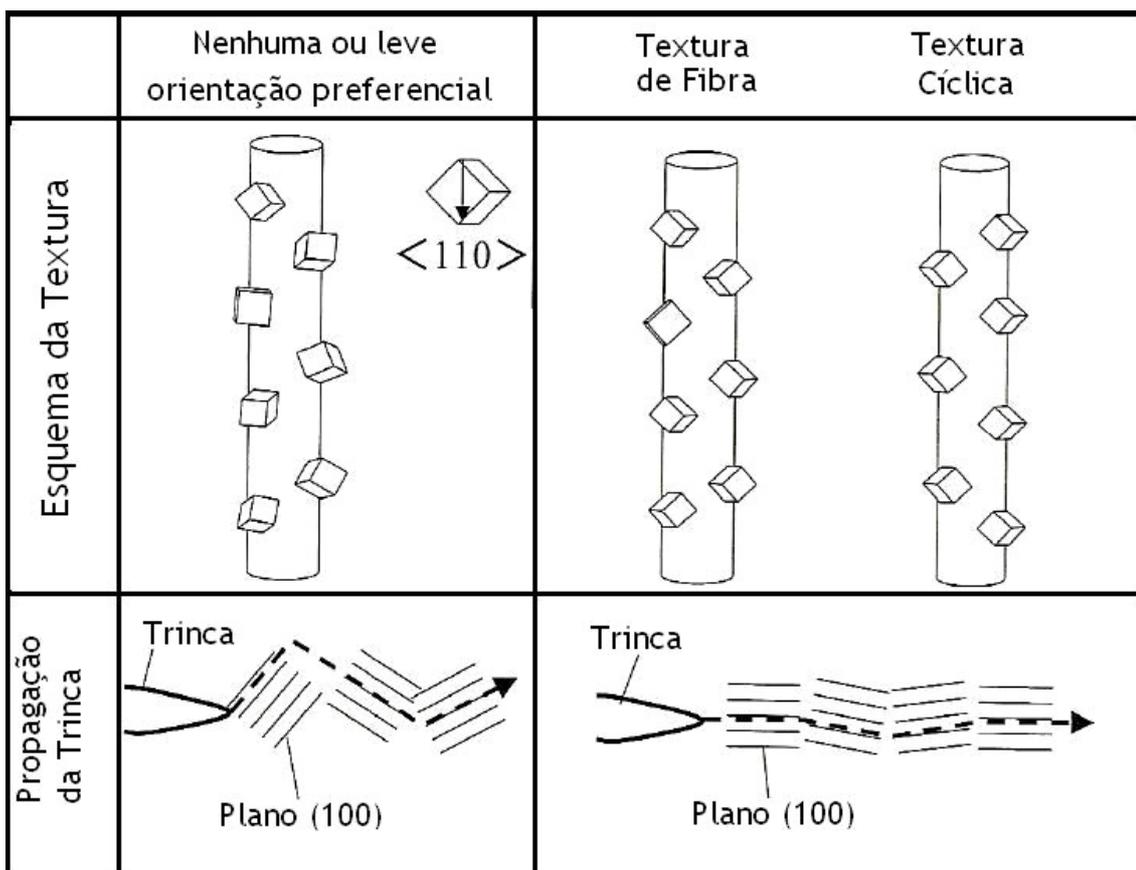


Figura 3.3: Ilustração esquemática do modo de textura e a tendência da propagação da trinca (SHIMIZU *et al.*, 2002).

A cementita lamelar da perlita sofre grandes mudanças durante o processo de deformação do arame na trefilação. Com o aumento da deformação a cementita lamelar se torna cada vez mais fina e pode ocorrer tanto a flexão quanto sua fragmentação (KRAUSS, 2005).

Quando existir pequeno filme de ferrita pró-eutetóide e sob deformações plásticas torcionais a perlita lamelar atua como constituinte duro e a fina ferrita que circunda a perlita age como uma segunda fase macia e esta descrição é similar ao modelo descrito como Schwalbe. Torções geram mais deformação cisalhante paralela ao eixo do arame que a trefilação, por isto, facilitam a nucleação, crescimento e coalescimento de vazios dentro da região da ferrita. Uma vez coalescidos os vazios produzem uma trinca que se propaga gerando delaminação como descrito de forma ilustrativa na figura 3.4 (SHIMIZU *et al.*, 2002).

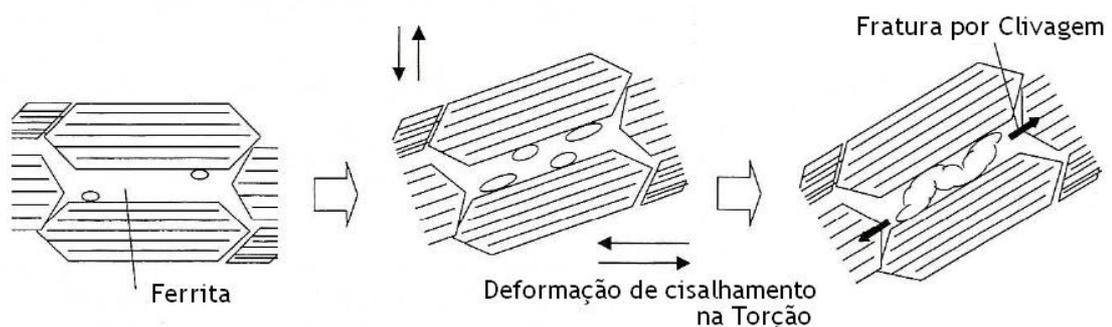


Figura 3.4: Ilustração esquemática do mecanismo pelo qual vazios nucleiam, crescem e coalescem (SHIMIZU *et al.*, 2002).

Segundo NAM *et al.* (1999), em perlitas com espaçamento interlamelar pequeno a deformação é relativamente homogênea com tendência a trincas por cisalhamento. Placas de cementita diminuem e, finalmente, reduzem em pequenos fragmentos durante a trefilação. Em perlitas com espaçamento interlamelar grosseiro, a deformação é preferivelmente localizada e é caracterizada pela existência de intensas bandas de cisalhamento. Em deformações posteriores, as bandas de cisalhamento tendem a causar trincas por cisalhamento da cementita. Além disto, a cementita se comporta diferentemente durante a deformação conforme a orientação da colônia de perlita com a direção de trefilação.

3.2. Torção em Arames

A resposta dos materiais a esforços cisalhantes é importante no desenvolvimento, análise e fabricação de uma grande variedade de produtos e componentes que são submetidos a cargas de cisalhamento e torção (VALLE, 2006).

O aumento da resistência mecânica em arames trefilados é resultante da deformação plástica associada aos processos de trefilação e produzida pela deformação a frio, que no caso da trefilação é geralmente acompanhado pela degradação da ductilidade, especialmente quando o arame é sujeito a deformações plásticas em processos posteriores, tais como fabricação de cordoalhas de pneus e molas mecânicas. O decréscimo da ductilidade torcional em arames trefilados pode levar à ocorrência de delaminação. Uma importante ferramenta utilizada na predição de alguns defeitos que podem ocorrer em arames relacionados com a degradação da ductilidade é o ensaio de torção (PARK *et al.*, 2007).

O tipo de fratura, especialmente em um teste de torção em arames que sofrem deformações cisalhantes, é uma resposta mecânica reveladora. Estudos clássicos de fraturas na torção de arames de aço carbono foram relatados por GODECKI (1969 e 1971). Em seus estudos SU *et al.* (2000) descreveram que sob tensões de torção os planos principais são orientados a 45° com o eixo longitudinal do arame e que a tensão máxima de cisalhamento ocorre em planos paralelos a esta tensão e é perpendicular ao eixo longitudinal, conforme pode ser visto na figura 3.5.

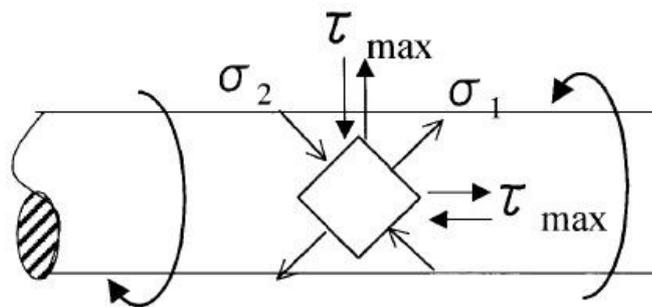


Figura 3.5: Orientação dos planos principais na torção: σ_1 : tensão de tração, σ_2 : tensão de compressão, τ : tensão de cisalhamento (GOLIS *et al.*, 1999).

Conseqüentemente, fraturas dúcteis na torção, sob tensões de cisalhamentos relacionados à torção, aparecem como uma fratura plana perpendicular ao eixo do arame enquanto fraturas frágeis ocorrem no plano principal com tensão de tração máxima a 45° com o eixo do arame, conforme pode ser visto na figura 3.6.

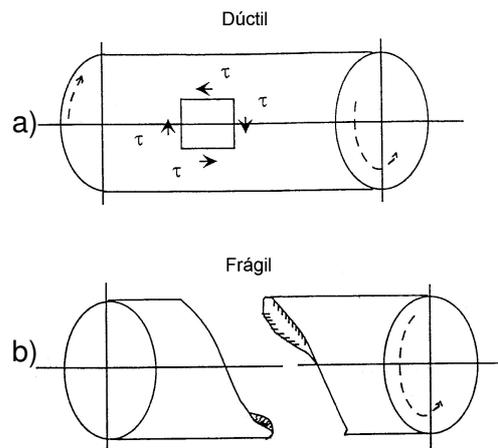


Figura 3.6: Modo de falha em teste de torção sob tensão de cisalhamento τ , (a) dúctil e (b) frágil (SU *et al.*, 2000).

SU *et al.* (2000) mostraram também que fraturas oriundas da queda de ductilidade por torção podem ser iniciadas em planos paralelos ao eixo do arame resultando em uma fratura em hélice. Esta falha longitudinal é a delaminação e é descrita na figura 3.7.

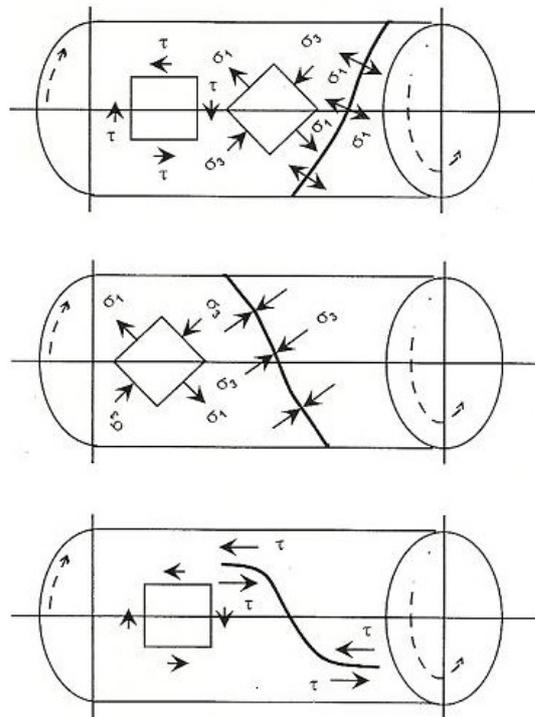


Figura 3.7: Falha na ductilidade longitudinal resultando em fratura em hélice sob as seguintes forças: σ_1 : tensão de tração, σ_3 : tensão de compressão, τ : tensão de cisalhamento (SU *et al.*, 2000).

LEFEVER *et al.* (1993) mostraram as diferentes superfícies de fratura em testes de torção utilizadas pela NV BEKAERT S.A. em sua classificação. Elas podem ser classificadas em três tipos indo de completamente retas a muito irregulares, onde o tipo 3 de fratura é tipicamente resultado de delaminação. Note na figura 3.8 que a gravidade da fratura nesta classificação aumenta com o aumento da evolução da numeração e do alfabeto.



Figura 3.8: Diferentes tipos de fraturas e seus códigos usados no laboratório de teste de torção da Bekaert (LEFEVER *et al.*, 1993).

Em um estudo de BROWNRIGG *et al.* (1984), três tipos de fraturas são descritas e correlacionadas às curvas obtidas no ensaio de torção, conforme pode ser visto na figura 3.9. A curva A representa um comportamento à torção uniforme com pequeno aumento no torque à medida que o número de voltas aumenta. A curva B apresenta uma queda repentina no torque logo após o início da deformação plástica, representando a delaminação, e o torque cresce à medida que o número de voltas aumenta no teste. A curva C apresenta comportamento similar à B, mas com queda mais acentuada e sem recuperação do torque. Neste caso a deformação continua localizada no local de delaminação, fazendo com que a fratura ocorra com baixos valores de torque.

As propriedades de torção (especialmente o modo de fratura) dependem das propriedades mecânicas do arame. Limite de resistência como uma função do diâmetro do arame, por exemplo, é um critério importante que afeta o modo de fratura relativo à torção e também a ductilidade do material.

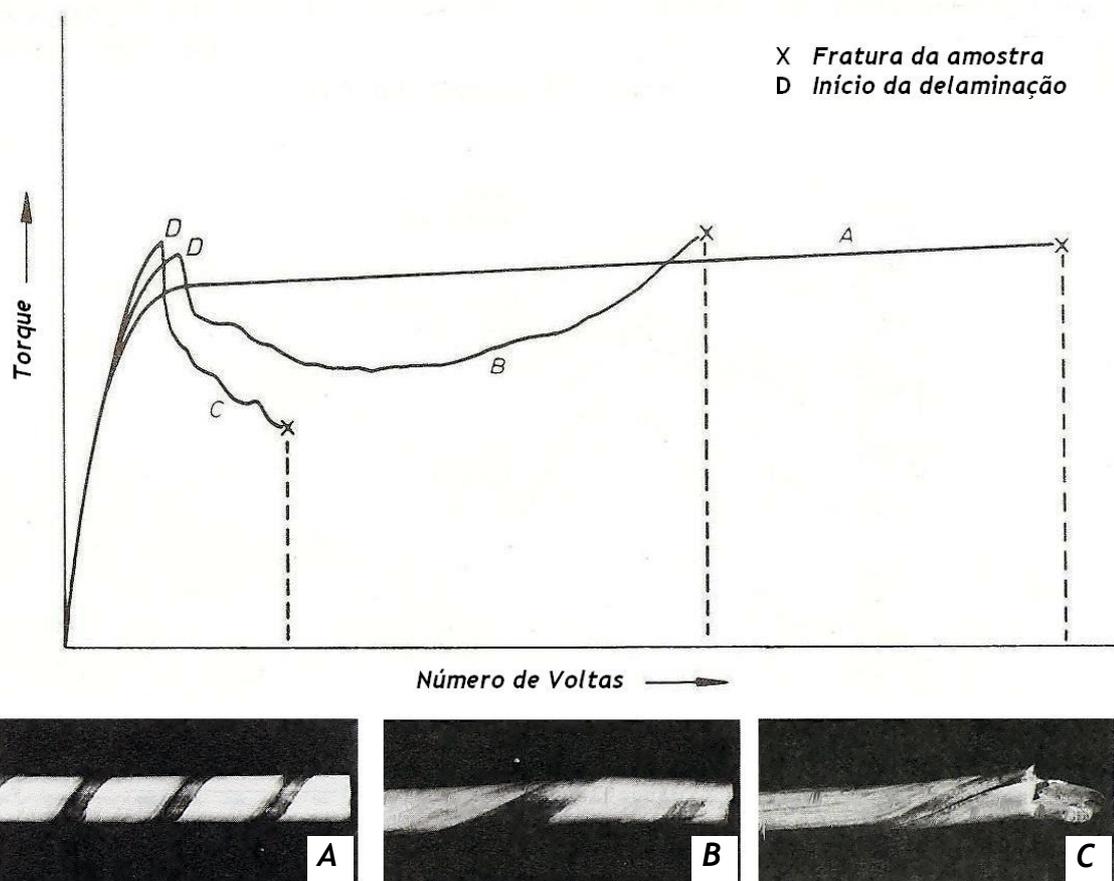


Figura 3.9: Curva torque x deformação de um arame trefilado a seco de 3,87mm de diâmetro final e com 100 mm de comprimento (BROWNRIGG *et al.*, 1984).

O teste de torção é uma forma de medição da ductilidade em arames de alta resistência. Para certos materiais é requerido um número mínimo de voltas no teste que usualmente utiliza amostras com comprimento igual a 100 vezes o diâmetro do arame. A ductilidade máxima é atingida quando a torção é uniforme ao longo de todo comprimento do arame e a fratura resultante é plana e perpendicular ao eixo do arame (BROWNRIGG *et al.*, 1984).

Vários fatores importantes, incluindo a qualidade do arame e os parâmetros de processamento, determinam as propriedades mecânicas finais do arame. Esses fatores incluem as condições de patenteamento, a escala de passes e o projeto das feiras, a lubrificação, as tensões residuais e a ocorrência de envelhecimento (YAMADA *et al.*, 1983).

3.3. Delaminação

Delaminação em arames é um tipo de falha observada em arames de aço na direção longitudinal e ocorre imediatamente após a transição elasto-plástica em um ensaio de torção. É caracterizada por uma divisão longitudinal e uma queda serrilhada na curva torque-deformação durante o ensaio de torção (PARK *et al.*, 2007; TARUI *et al.*, 1995; e LEFEVER *et al.* 1993), conforme ilustrado na figura 3.10.

A delaminação está diretamente associada a um decréscimo da ductilidade do arame e ainda é um fenômeno pouco compreendido, já que muitos fatores estão associados a ele. Dentre estes fatores podem-se destacar o desenvolvimento de texturas durante a trefilação do arame, envelhecimento, tensões residuais e condições de trefilação, no entanto a origem da delaminação ainda não foi muito bem esclarecida (NAM *et al.*, 1996).

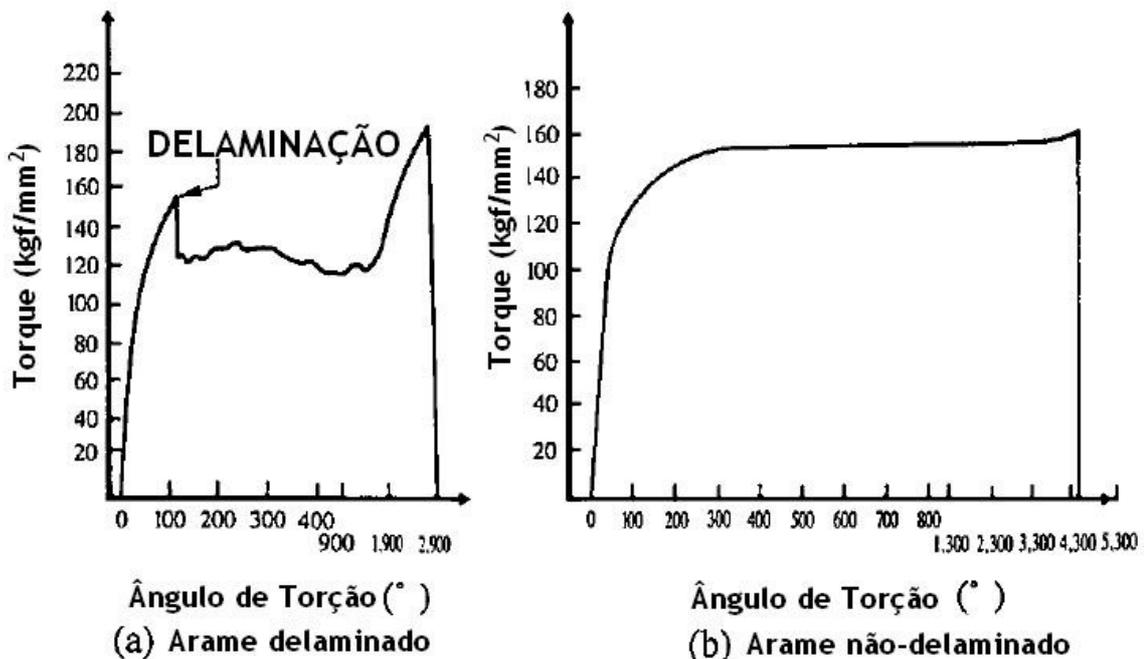


Figura 3.10: Diagrama esquemático do teste de torção em arames com delaminação (a) e sem delaminação (b) (TARUI *et al.*, 1995).

A observação visual do teste de torção com base simplesmente no número total de voltas não fornece uma resposta decisiva em relação à delaminação. O número de voltas sozinho pode gerar confusão desde que a delaminação gerada prolonga-se por várias voltas, existindo frequentemente uma diferença pouco significativa entre a presença ou não da delaminação e há casos em que amostras com delaminação apresentam número de voltas maior que amostras sem delaminação (GODECKI, 1969).

A característica das trincas superficiais longitudinais ajuda a elucidar alguns problemas teóricos associados com a análise da evolução da delaminação durante o teste de torção. Depois do aparecimento da trinca a peça testada começa a torcer na direção da garra, este fenômeno torna-se conjugado com propagação simultânea de trincas. Quando várias voltas já foram realizadas uma seção do arame é intensivamente torcida enquanto que as seções adjacentes, de ambos os lados, se apresentam torcidas como um todo. Depois da trinca superficial alcançar um lado da garra o processo começa novamente do lado oposto até alcançar a garra oposta. O comprimento L_f normalmente é menor que L_0 , já que o processo de torção diminui o comprimento da amostra e este efeito é maior com a presença da delaminação. A figura 3.11 mostra uma representação esquemática deste processo (GODECKI, 1969).

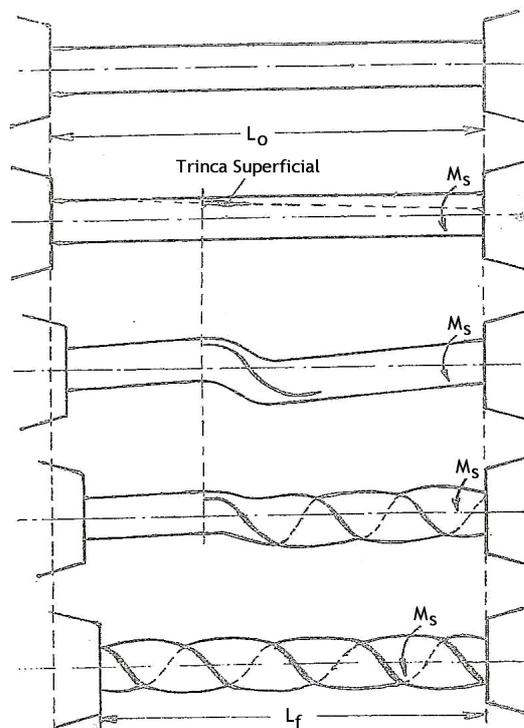


Figura 3.11: Representação esquemática do padrão de torção em arames delaminados, onde M_s é o momento de torção em kgmm (GODECKI, 1969).

LEFEVER *et al.* (1998) estudaram a fenomenologia da delaminação e propuseram que a formação de bandas de cisalhamento longitudinais intensas é o mecanismo chave para o início da delaminação. As bandas cisalhantes são bastante próximas, a maioria com menos de 1 μm , com alta deformação cisalhante e se interceptam na microestrutura. Pequenos vazios foram encontrados dentro destas bandas e grandes defeitos foram observados nas interseções das mesmas. O mecanismo é ilustrado na figura 3.12.

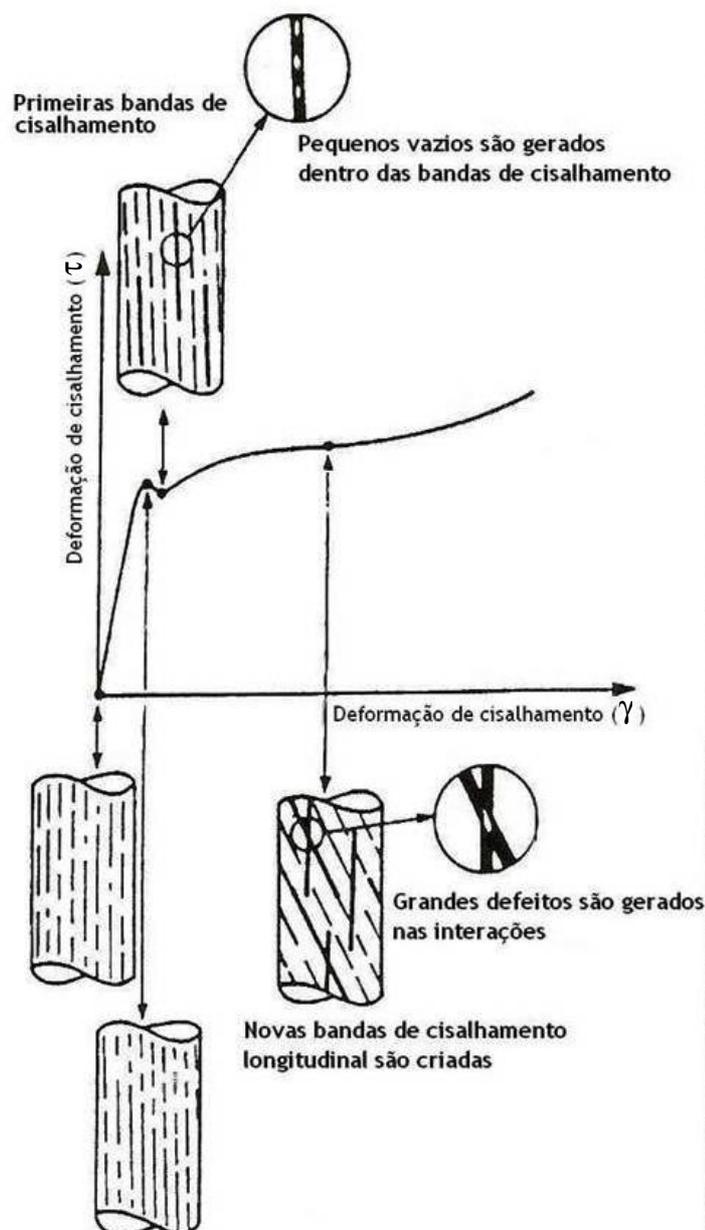


Figura 3.12: Modelo de nucleação da delaminação (LEFEVER *et al.*, 1998).

Em um estudo realizado por NAM *et al.*(1996), foi proposto que a iniciação do mecanismo de vazios acontece através da formação da cementita globular durante o processo de trefilação em altas taxas de deformação.

SHIMIZU *et al.*(2002) registraram também que a formação de microvazios em arames de aço alto carbono foi observada como sendo uma sinalização do efeito de carbonetos não dissolvidos durante a trefilação com temperaturas baixas de patenteamento (<800 °C). Os mesmos autores descreveram um mecanismo de formação de microvazios sendo nucleados, em sua maioria, na interface entre a cementita e ferrita e, em menor frequência (menos de 10%), nucleados a partir de inclusões. Portanto, os microvazios são preferencialmente nucleados na interface entre a cementita (lamelar e fragmentada) e a ferrita, do que entre as lamelas da perlita. O tamanho dos microvazios está na faixa de 0,1 a 1,5 μm e sua quantificação indica que a quantidade de deformações torcionais aumenta o número destes vazios, como pode ser observado na figura 3.13.

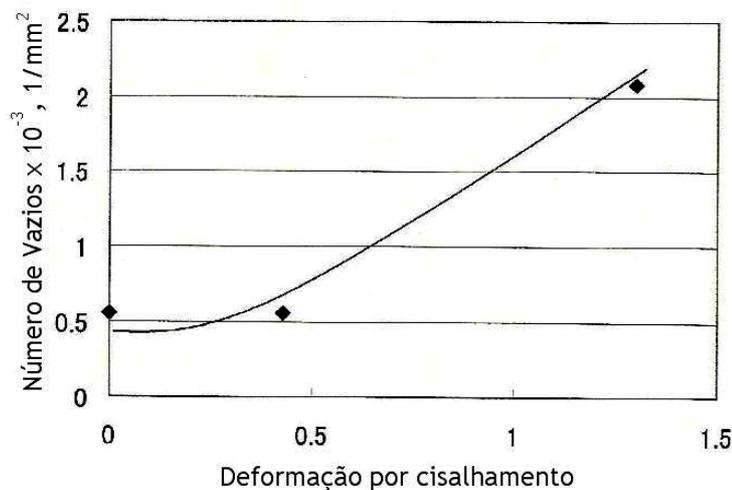


Figura 3.13: Variação do número de microvazios com a deformação torcional, tamanho maior ou igual a 0,1 μm (SHIMIZU *et al.*, 2002).

O aparecimento da fratura por delaminação depende do equilíbrio entre a tensão aplicada na torção e a taxa de nucleação e coalescimento dos microvazios. No entanto, é difícil especificar em termos gerais a quantidade crítica de torção necessária para iniciar a delaminação. O mecanismo de nucleação e coalescimento de vazios não foi muito bem esclarecido nem precisamente entendido já que em ferrita mais espessa a indução de nucleação de vazios é maior do que uma ferrita mais fina (SHIMIZU *et al.*, 2002).

A figura 3.14 ilustra esquematicamente que a deformação durante a trefilação e torção criam deslocações na ferrita que circunda a perlita contra a interface entre a ferrita e a cementita adjacente. Quanto maior a espessura da ferrita mais intenso será o acúmulo de deslocações na interface e, para ambos os casos, (a) ou (b) na figura 3.14, a acumulação de deslocações pode facilmente levar à nucleação de vazios (SHIMIZU *et al.*, 2002).

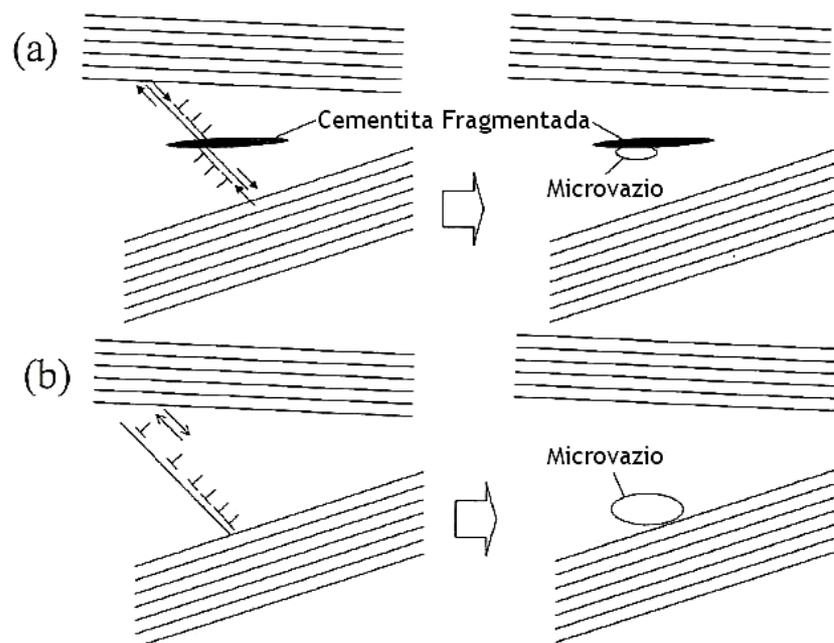


Figura 3.14: Ilustração esquemática do mecanismo de nucleação de vazios. (SHIMIZU *et al.*, 2002).

Um método para melhoria do comportamento de arames sujeitos à torção é descrito por SHIMIZU *et al.*(2002) envolvendo o aumento da taxa de resfriamento durante o patenteamento, de forma a reduzir a quantidade de ferrita e diminuir o espaçamento interlamelar e, além disto, modificar a textura de cíclica para fibrosa.

3.3.1 Efeito da resistência

Os métodos de aumento da resistência dos arames podem ser divididos em endurecimento por solução sólida, por deslocamentos, por refinamento de grão e por precipitação. Um modo eficaz que tem sido bastante utilizado é o endurecimento pelo refinamento do espaçamento lamelar, que aumenta o limite de resistência do arame, mas pode diminuir sua ductilidade e levar à ocorrência de delaminação. Portanto, um dos maiores obstáculos ao uso desse mecanismo de endurecimento é a delaminação, a qual é muitas vezes observada quando o limite de resistência se torna significativamente elevado com alto grau de deformação (TARUI *et al.*, 2003).

Pesquisadores da NV Bekaert SA e da Kobe Steel desenvolveram relações entre limite de resistência do arame e probabilidade de quebra por fratura frágil. A Kobe Steel relata que arames com limite de resistência maior que 2300 MPa podem resultar em fraturas do tipo frágil após teste de torção. A zona de transição definida pelo limite de resistência e pelo diâmetro do arame separa regiões com alta probabilidade à fratura dúctil e frágil. Já os pesquisadores da NV Bekaert SA, por outro lado, mostraram existir uma separação simples definida também pelo limite de resistência e o diâmetro do arame (GOLIS *et al.*, 1999). A figura 3.15 mostra este critério e a discrepância aparente entre os dois estudos.

SHIMIZU *et al.* (2001) desenvolveram experimentos demonstrando possibilidades de origem da dependência da delaminação com o diâmetro. Para grandes diâmetros existe uma propensão maior de ocorrência de delaminação em relação a diâmetros menores, mesmo que submetidos a mesmas reduções. Este fato pode estar relacionado a efeitos de tensões residuais, envelhecimento dinâmico ou mesmo microestrutura. A figura 3.16 mostra o número de voltas do arame para grandes e pequenos diâmetros de arames, respectivamente 11,5 mm e 4,22 mm. Aparentemente não houve ocorrência de delaminação em diâmetros pequenos sob qualquer condição, mas em diâmetros maiores patenteados em temperaturas relativamente altas foi observada ocorrência de delaminação quando o tempo de tratamento foi de 5 minutos.

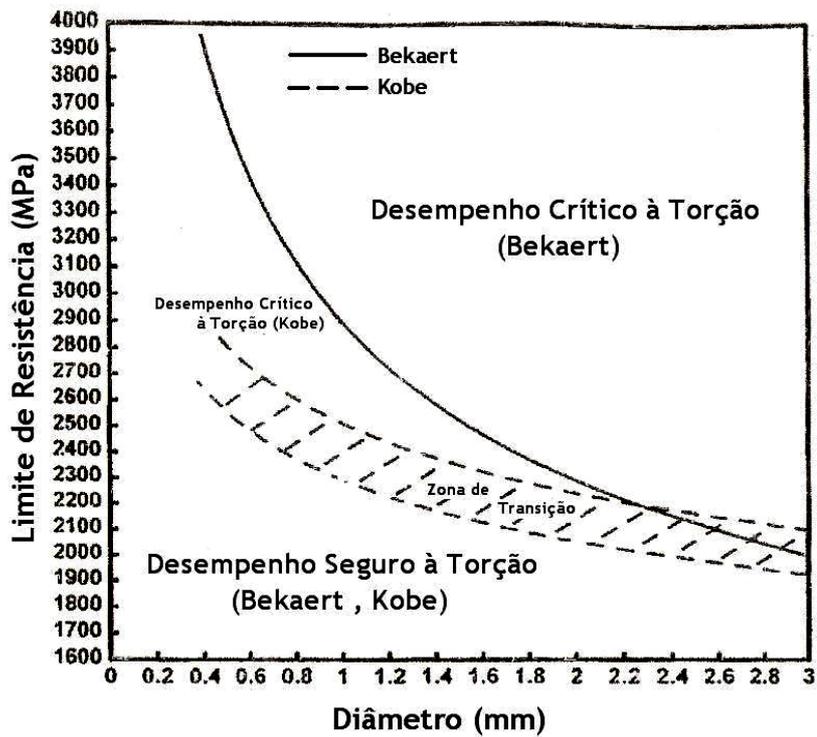


Figura 3.15: Regiões mostrando predominante desempenho seguro à torção e delaminação como função da resistência do arame e do diâmetro do arame (GOLIS *et al.*, 1999).

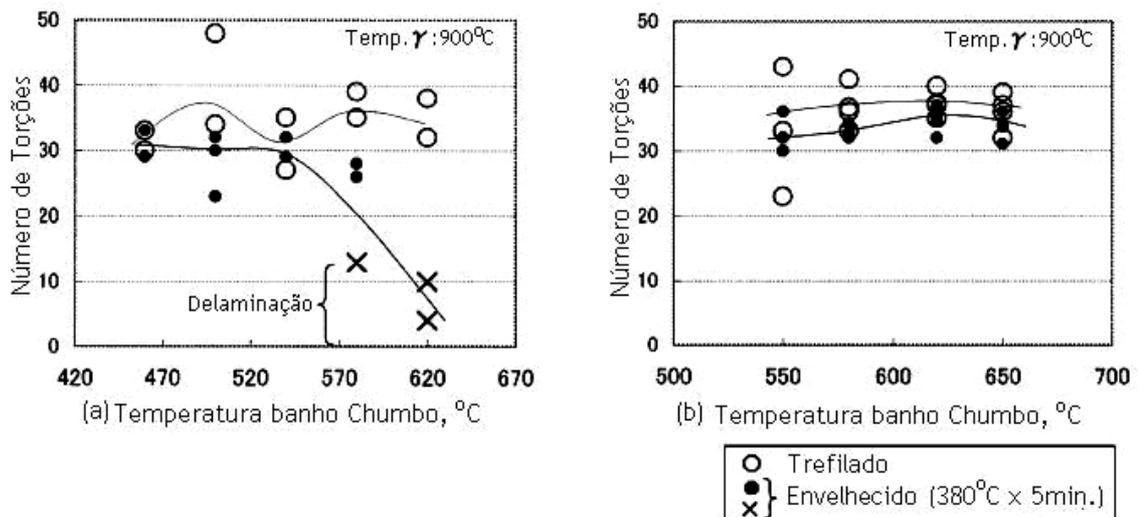


Figura 3.16: Número de voltas de arames trefilados com 86,5% de redução: (a) arames de 11,5 mm de diâmetro e (b) arames com 4,22 mm de diâmetro a uma temperatura de austenitização ($Temp.\gamma$) de 900°C (SHIMIZU *et al.*, 2001).

TARUI *et al.*(1995) também mostraram o efeito do limite de resistência na ocorrência de delaminação, conforme pode ser observado na figura 3.17. Para se evitar delaminação, o aumento da resistência do arame patenteado é preferível que o aumento da redução total do arame uma vez que a delaminação é governada pela facilidade de deformação rotacional na qual os grãos podem seguir grãos adjacentes enquanto o arame é deformado por torção.

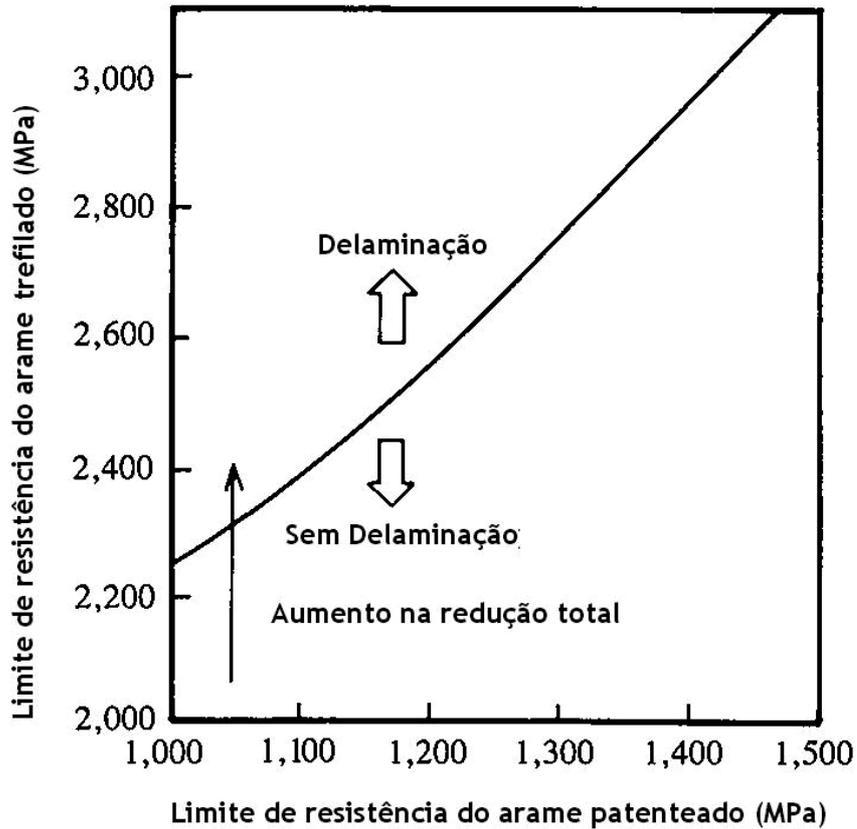


Figura 3.17: Efeito do limite de resistência do arame patenteado e da redução total de trefilação no limite de resistência até a ocorrência de delaminação (TARUI *et al.*, 1995).

O endurecimento provocado pela trefilação em aços alto carbono é efetivamente aumentado pelo refinamento do espaçamento interlamelar da perlita, pela adição de elementos de liga e pelo incremento do acúmulo da densidade de deslocamentos. Este aumento de resistência é geralmente acompanhado pela degradação da ductilidade (PARK *et al.*, 2007).

EMBURY e FISHER, citados por NAM *et al.*(1996) expressaram a resistência da trefilação a frio de arames eutetóides trefilados a frio por uma forma similar a da relação de Hall-Petch:

$$\sigma = \sigma_0 + \{k_y / (2S_0)^{1/2}\} * \exp(\epsilon/4) \quad (3.2)$$

Onde:

σ : Resistência do arame

σ_0 : Tensão de atrito

k_y : Parâmetro de Hall-Petch

S_0 : Espaçamento interlamelar inicial

ϵ : Deformação verdadeira na trefilação dada por $\epsilon = \ln (D_0/D_f)^2$

De acordo com esta equação 3.2, o aumento da resistência do fio trefilado pode ser obtido pela diminuição do espaçamento lamelar (S_0) ou pelo aumento da deformação na trefilação (ϵ).

TARUI *et al.* (2005) estudaram a influência dos teores de carbono e cromo na resistência de arames patenteados, tendo observado que esta aumenta com aumento do teor de carbono. Com adição de cromo, a resistência tem um aumento adicional com o mesmo teor de carbono. Carbono e cromo aumentam a resistência no arame, respectivamente, pelo do aumento da fração volumétrica da fase de alta dureza, que é a cementita, e pelo refinamento do espaçamento lamelar da perlita. A figura 3.18 descreve este comportamento.

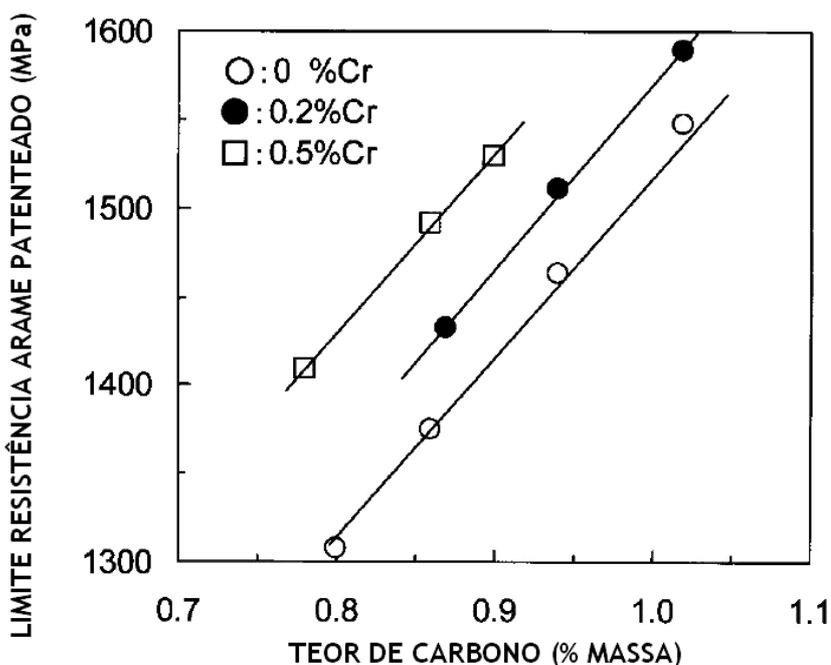


Figura 3.18: Efeito dos teores de carbono e cromo no limite de resistência de um arame patenteado (TARUI *et al.*, 2005).

3.4. Envelhecimento

3.4.1 Envelhecimento após deformação

Um fenômeno que pode ocorrer quando o arame é trefilado denomina-se envelhecimento e é caracterizado pelo decréscimo da ductilidade do aço, tornando-o mais frágil e, conseqüentemente, mais susceptível a trincas e quebras quando submetido a tensões em processos subseqüentes. À medida que o arame é trefilado, o calor gerado na deformação devido ao atrito metal-fieira pode causar aumento da temperatura do arame. A quantidade de calor gerado no processo também aumenta com a diminuição do diâmetro do arame (COE *et al.*, 2006). O aumento na temperatura do arame e a presença de deslocções geradas na deformação podem levar à ocorrência do fenômeno de envelhecimento.

O envelhecimento por deformação pode ser definido como um conjunto de variações nas propriedades de um metal que implicam no aumento de resistência e na queda de ductilidade sob determinadas condições. Estas variações ocorrem devido a interações entre átomos de soluto intersticiais e deslocções durante ou após a deformação plástica. Quando estas variações ocorrem após a deformação o fenômeno é chamado de envelhecimento estático ou envelhecimento após deformação. Se as variações ocorrem durante a deformação, o fenômeno é denominado envelhecimento dinâmico (LESLIE, 1981).

Uma das causas primárias de envelhecimento, tanto estático quanto dinâmico, está relacionada com a presença de “nitrogênio livre” no aço, que está presente em forma de nitrogênio atômico (COE *et al.*, 2006).

Da mesma forma que o nitrogênio, o carbono também age como obstáculo para a movimentação das deslocções. Em temperaturas abaixo de 150°C, os átomos de carbono e nitrogênio em solução sólida se difundem para as deslocções geradas durante a deformação, formando as “atmosferas de Cottrell” e dificultando seu movimento. Uma vez que o carbono possui menor solubilidade na ferrita que o nitrogênio, a esta temperatura o fenômeno é principalmente afetado pela presença de nitrogênio solúvel. Já para temperaturas mais altas (150 a 250°C) ocorre à decomposição da cementita, que fornece átomos de carbono para o ancoramento das deslocções situadas nas interfaces ferrita-cementita (CASTRO, 1998).

BUONO (1995) e OLIVEIRA (2003) discutem a fenomenologia do envelhecimento dos aços perlíticos. Além do mecanismo clássico de envelhecimento associado à presença de carbono e nitrogênio em solução sólida na ferrita, como observado nos aços de baixo teor de carbono, outro estágio de envelhecimento está presente nos aços perlíticos, caracterizado por variações mais drásticas na resistência e ductilidade. Este estágio envolve o ancoramento de deslocações na ferrita por átomos de carbono provenientes da decomposição da cementita durante a deformação plástica.

3.4.2 Cinética de envelhecimento

O processo de envelhecimento ocorre em três estágios associados a determinadas condições de tempo e temperatura de envelhecimento e caracterizados por diferentes variações nas propriedades físicas e mecânicas. A cinética do primeiro e segundo estágios pode ser descrita pela equação de Harper, normalmente empregada no estudo do envelhecimento de aços de baixo teor de carbono:

$$y = 1 - \exp[-(kt)^n] \quad (3.3)$$

Onde y é a fração envelhecida, k é um parâmetro de velocidade, t é o tempo de envelhecimento e n é o expoente do tempo. O parâmetro de velocidade, k , é dado pela expressão:

$$k = k_0 \exp(-Q/RT) \quad (3.4)$$

O primeiro estágio se estende desde a temperatura ambiente até cerca de 150°C e é caracterizado por um pequeno aumento no limite de escoamento com o tempo de envelhecimento, pela acentuada diminuição da resistividade elétrica e da amplitude dos picos de Snoek associados aos átomos de C e N nos espectros de relaxação mecânica. O mecanismo que controla o processo é o ancoramento das deslocações, distribuídas nas paredes de células nas interfaces ferrita/cementita, por átomos de N e C em solução sólida na ferrita (BUONO, 1995 e OLIVEIRA, 2003).

A energia de ativação para este estágio é igual à energia de ativação para difusão do N e do C na ferrita, entre 76 kJ/mol e 85 kJ/mol. O expoente do tempo na equação de Harper é aproximadamente igual a 1/3, de acordo com o modelo de ancoramento de deslocações em paredes de células, por átomos de soluto na ferrita que difundem para as deslocações segundo um fluxo perpendicular às células de deslocações (YAMADA *et al.*, 1983, BUONO, 1995 e OLIVEIRA, 2003).

O segundo estágio não é observado em aços baixo teor de carbono, ocorre entre 150 e 250°C e é associado a um aumento acentuado no limite de escoamento com o tempo de envelhecimento. Observa-se um aumento da resistividade elétrica e uma diminuição acentuada do ruído de fundo nos espectros de relaxação mecânica com o tempo de envelhecimento. Este estágio é controlado pelo ancoramento das deslocções, distribuídas em células nas interfaces ferrita/cementita, por átomos de carbono provenientes da decomposição da cementita. O valor da energia de ativação para este estágio varia entre 113 e 125 kJ/mol e corresponde à energia de ativação para a decomposição da cementita. O valor de n na equação de Harper, neste intervalo de temperaturas, é próximo de 1/2, compatível com a lei cinética para a dissolução de um precipitado planar (YAMADA *et al.*, 1983, BUONO, 1995 e OLIVEIRA, 2003).

No terceiro estágio de envelhecimento, que ocorre para temperaturas superiores a 250°C, há uma diminuição no limite de escoamento e na resistividade elétrica, e não são observadas variações significativas nos espectros de relaxação mecânica. Este estágio está associado à recuperação da ferrita (YAMADA *et al.*, 1983, BUONO, 1995 e OLIVEIRA, 2003). Um resumo é mostrado na figura 3.19.

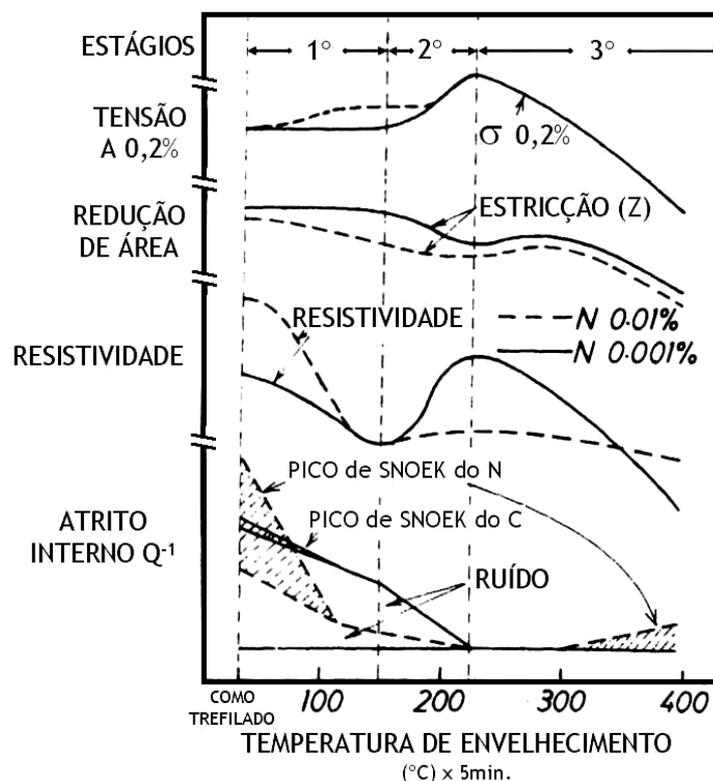


Figura 3.19: Efeito da temperatura de envelhecimento nas propriedades de arames alto teor de carbono (YAMADA *et al.*, 1983).

3.4.3 Efeito da temperatura durante a trefilação

Durante a trefilação de arames de aço os efeitos combinados da deformação e calor gerado pelo atrito do metal com a fieira podem levar ao envelhecimento do arame, que se sabe ter grande influência nas propriedades mecânicas do produto final (BUONO *et al.*, 1998).

De acordo com cálculos discutidos no artigo intitulado “BILDSAME FORMUNG DER METALLE IN RECHNUNG UND VERSUCH”, de Alexander Geleji citado por FUJITA *et al.*(1976), a temperatura na região central do arame é de aproximadamente de 100°C, enquanto que na região superficial pode estar na faixa de 200 a 450°C. Quanto maior resistência do aço (maior resistência à deformação) maior será o percentual de redução de área fazendo com que a temperatura aumente. Por outro lado, o aumento da temperatura da camada superficial é proporcional ao coeficiente de atrito entre o arame e a fieira e, quanto maior o diâmetro do arame, maior será o aumento da temperatura em termos de uma redução de área similar. A figura 3.20 exemplifica a variação de temperatura no interior e na superfície do arame a partir destes cálculos.

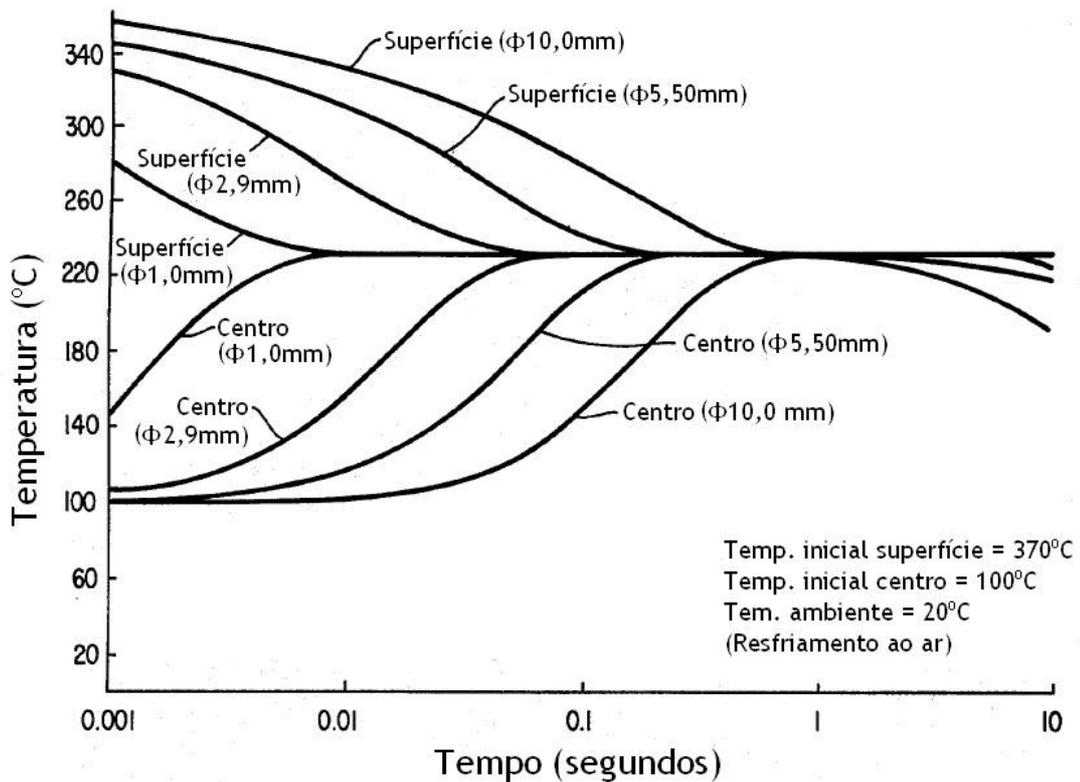


Figura 3.20: Variação de temperatura dentro e na superfície do arame sob resfriamento constante (FUJITA *et al.*, 1976).

A figura 3.21 mostra o efeito que o coeficiente de atrito, f , exerce na deformação uniforme de um arame 0,30mm de diâmetro. A distribuição de dureza ao longo do corte transversal do arame foi usada como índice de deformação uniforme. A distribuição de dureza ao longo do corte transversal do arame em formato de V e o aumento da dureza na superfície mostram que existe uma diferença na deformação uniforme das amostras do aço 1080. Redução no coeficiente de atrito promove deformação uniforme e a diferença de dureza diminui. A promoção da distribuição uniforme previne a ocorrência de delaminação (TARUI *et al.*,1999).

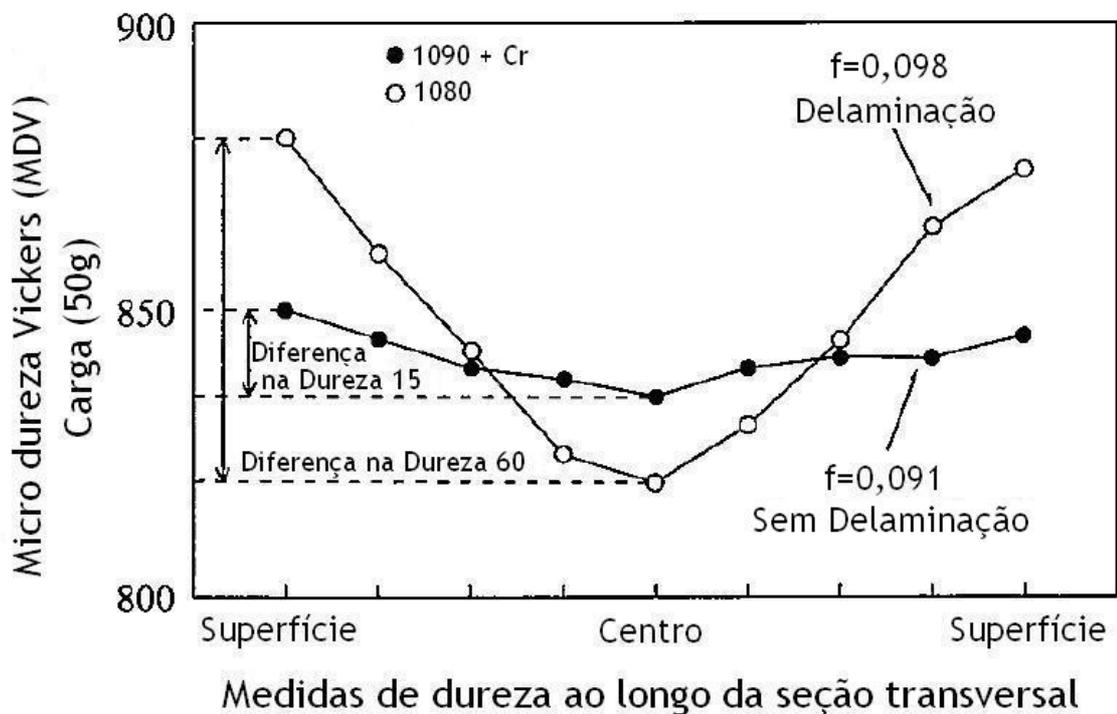


Figura 3.21: Variação da dureza de um arame 0,30mm ao longo de sua seção transversal (TARUI *et al.*, 1999).

YAMADA *et al.*(1983) desenvolveram uma série de testes com um sistema de resfriamento após a saída do arame na fiação e fizeram uma comparação de algumas propriedades mecânicas com e sem este sistema, conforme observado na figura 3.22. O intuito destes testes foi de investigar os efeitos da qualidade e eficiência do resfriamento usando o método tradicional e o novo método de resfriamento desenvolvido, que consistia de um tubo refrigerado a água e colocado logo após a saída da fiação. Nota-se uma melhoria nas propriedades de ductilidade nos testes com o novo sistema.

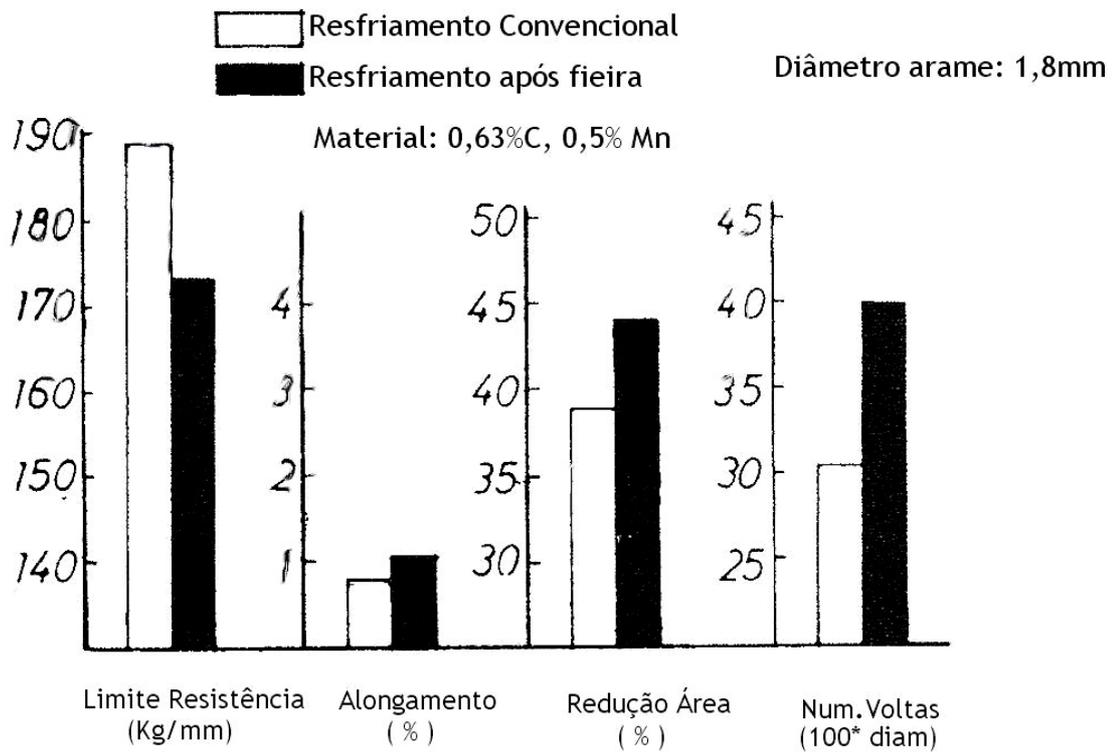


Figura 3.22: Variações das propriedades mecânicas de arames finais com velocidade de trefilação de 850m/min e redução total de 89% (YAMADA *et al.*, 1983).

3.4.3 Influência do teor de nitrogênio

BUONO (1995) cita os resultados de DIAS *et al.*(1989) sobre a influência do teor de nitrogênio solúvel, Ns, no aumento percentual do limite de escoamento e na diminuição da redução de área na estrição, Z, durante o envelhecimento de aços perlíticos trefilados para 86% de redução de área, mostrando que Ns influencia a intensidade da variação no limite de escoamento em todas as temperaturas de envelhecimento consideradas, conforme mostra a figura 3.23. Além disto, o aumento de Ns causa uma diminuição drástica de Z nas temperaturas em que o segundo estágio de envelhecimento prevalece. Este efeito do teor de nitrogênio solúvel no segundo estágio de envelhecimento foi discutido por GONZALEZ *et al.*(1989) em termos da possível ligação deste elemento com o fósforo em um estado semi-combinado, que se tornaria instável em temperaturas maiores que 120°C, liberando então o nitrogênio para interagir com as deslocções no segundo estágio de envelhecimento (BUONO, 1995).

Experimentos em aços perlíticos mostraram que quando o nitrogênio contido no aço é maior que 80 ppm, o aço exibe envelhecimento e este envelhecimento é substancialmente reduzido com a redução ou eliminação do nitrogênio contido no aço para níveis abaixo de 65 ppm, preferencialmente 50 ppm (COE *et al.*, 2006).

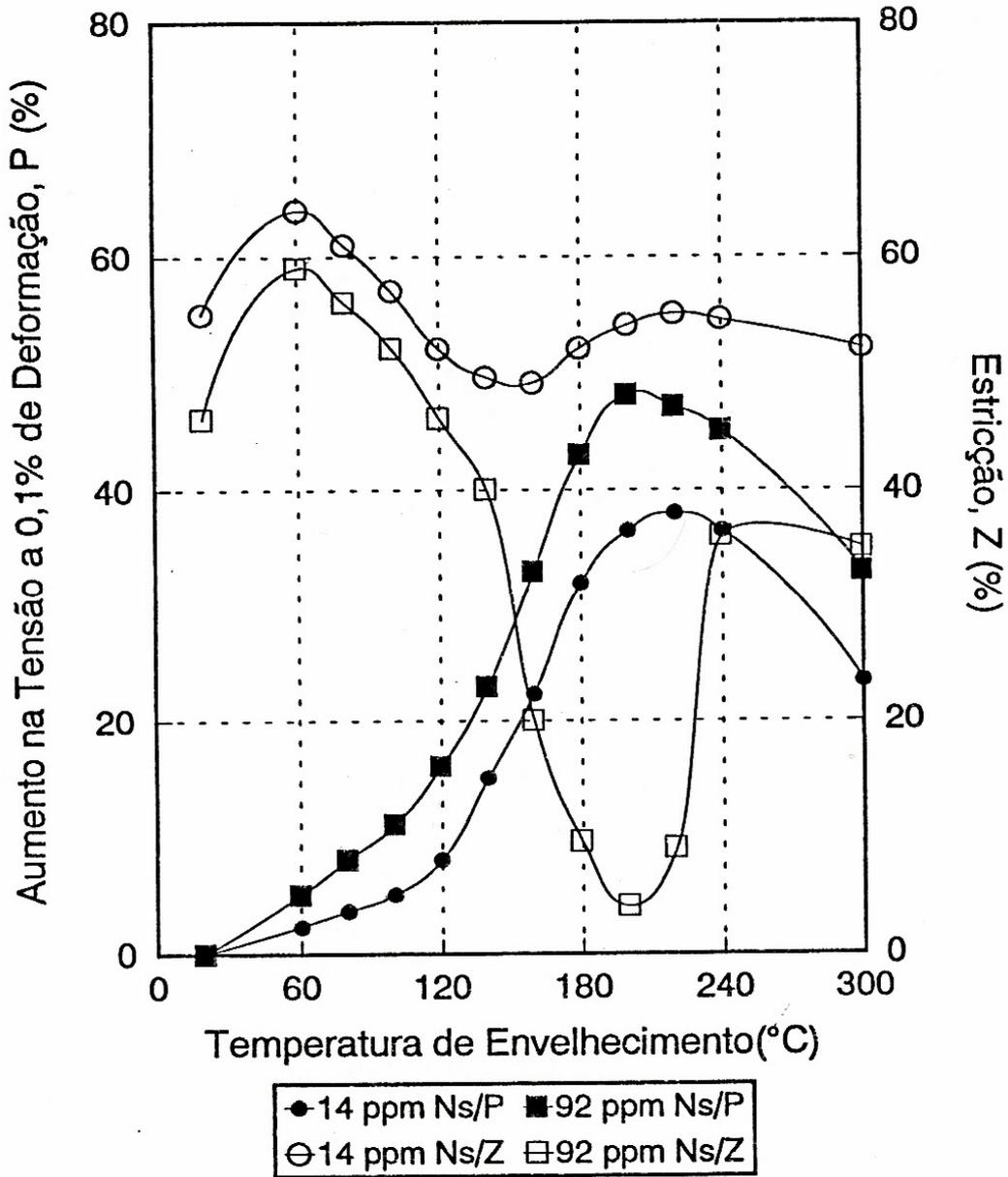


Figura 3.23: Influência do teor de nitrogênio solúvel na variação percentual do limite de escoamento a 0,1% de deformação (P) e da estrição (Z) em aço perlitico trefilado a 86% de redução de área e envelhecido por 5 minutos entre 30 e 300 °C (GONZALEZ *et al.*(1989) citado por BUONO, 1995).

3.4.4 Influência da decomposição da cementita

A deformação plástica de arames de aço durante o processo de trefilação ocorre inicialmente devido ao escorregamento da ferrita. Quanto maior a dispersão da cementita, maior será a reação entre deslocações nos contornos das fases ferrita e cementita. Durante a trefilação, tensões de compressão no arame, a partir da parede da fieira, podem criar um efeito de pressão hidrostática na cementita mediante a ferrita que a cerca. O endurecimento da ferrita durante a trefilação favorece posteriores deformações plásticas na cementita e isto explica porque, mesmo sob grandes reduções de área, camadas de cementita não fragmentada são preservadas (GODECKI, 1969)

Durante a trefilação de um aço perlítico, a deformação induz a formação de um grande número de deslocações, particularmente na interface ferrita/cementita. Ao final da deformação, as deslocações próximas das lamelas de cementita estão ancoradas fortemente por átomos de carbono, enquanto que as deslocações distantes destas lamelas estão livres. O primeiro estágio de envelhecimento envolve a empobrecimento de soluto intersticial da ferrita, causada pela migração de soluto para as deslocações, que ocorre em poucos segundos à temperatura de 180°C; o segundo estágio ocorreria então pela transferência de átomos de carbono das deslocações próximas as lamelas de cementita para as deslocações que estão distantes desta posição.

Deve ser lembrado, que o número de átomos de carbono necessário para o ancoramento das deslocações a certa distância das lamelas de cementita corresponde ao número de átomos necessário para a saturação menos o número de átomos de N e C já envolvidos no primeiro estágio de envelhecimento, conforme pode ser visto na figura 3.24 (OLIVEIRA, 2003).

A cementita lamelar dissolve-se parcialmente ou completamente a altas taxas de deformação e estudos mostram que o carbono contido na cementita decresce e da ferrita aumenta substancialmente, com o carbono aparentemente dissolvido em deslocações na ferrita. O carbono em solução na ferrita contribui para o envelhecimento dinâmico do arame quando o arame é submetido a tratamento térmico subsequente (KRAUSS, 2005).

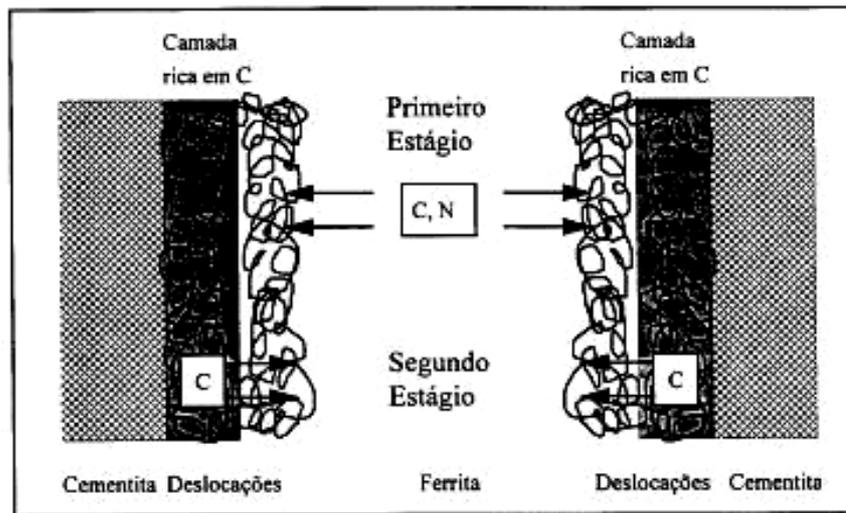


Figura 3.24: Representação esquemática dos mecanismos de envelhecimento após deformação em aços perlíticos trefilados (GONZALES *et al.*(1999) citado por OLIVEIRA, 2003).

Estudos através de espectroscopia de Mössbauer indicam que de 20 a 50% da cementita inicial dissolve-se durante o processo de trefilação. Mecanismos propostos de dissolução da cementita são: (1) interações entre deslocações (na ferrita próximo da interface ferrita/cementita) e átomos de carbono (na cementita) ou (2) desestabilização da cementita devido ao aumento de sua energia livre interfacial. Átomos de carbono, em qualquer mecanismo, se movem através da interface para realizar a dissolução. Conseqüentemente, características microestruturais, incluindo a interface, podem desempenhar um papel importante em todo o fenômeno (NAM *et al.*, 1999).

A decomposição da cementita tem influência não apenas na resistência, mas também nas propriedades de torção de arames de aço. Quando a concentração máxima de carbono na ferrita excede 1% de peso atômico, ocorre delaminação com qualquer diâmetro em trefilação seca e em pequenos diâmetros em trefilação úmida, conforme pode ser visto na figura 3.25 (TARUI *et al.*, 2005).

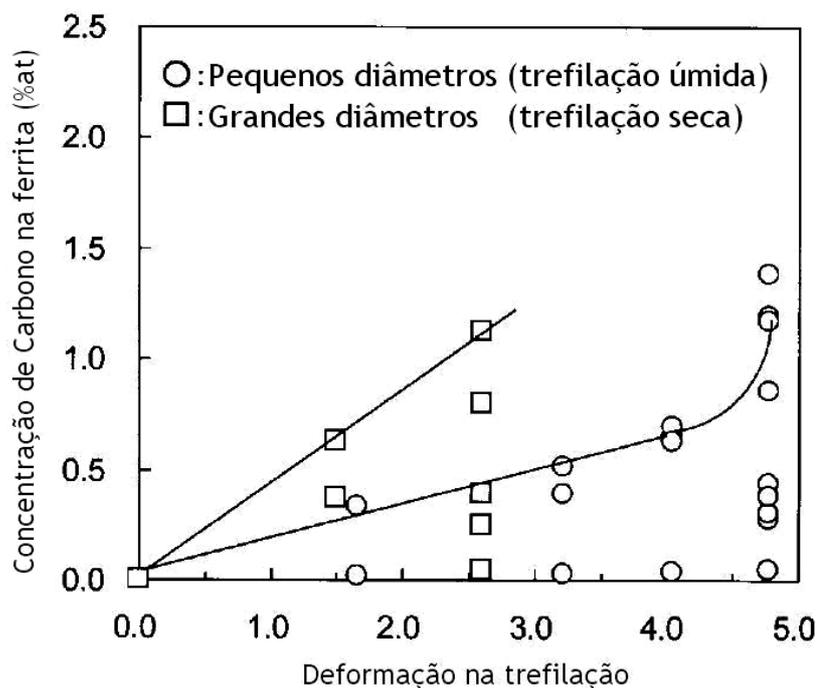


Figura 3.25: Variação da composição de carbono na ferrita com a deformação por trefilação (TARUI *et al.*,2005).

Trabalhos de YAMADA e FUJITA são citados por TARUI *et al.*(2005) por apresentarem resultado sobre a influência do envelhecimento de aços alto carbono nas propriedades mecânicas, onde relataram que o envelhecimento causado pelo carbono, resultante da decomposição da cementita durante a trefilação, foi a causa da perda de ductilidade de arames de alto teor de carbono. Os átomos de carbono liberados, como resultado da decomposição da cementita, segregam para as deslocações e bloqueiam seu movimento. A resistência ou tensão de torção de arames de alto teor de carbono é considerada ser afetada não apenas pelo espaçamento lamelar e pela densidade das deslocações, mas também pelo bloqueio do movimento das deslocações pelo carbono que é seguida pela decomposição não-homogênea da cementita.

Um trabalho realizado por UMEMOTO *et al.* (2003) mostrou um estudo da deformação da cementita em aços perlíticos com 0,76%C. O comportamento da deformação da cementita foi analisado após vários graus de deformação aplicados nas amostras. A figura 3.26 mostra uma estrutura típica de cementita lamelar deformada, vista na seção transversal da amostra.

A figura 3.26(a) mostra um caso que a cementita sofre deformação plástica não-homogênea pelo escorregamento de blocos rígidos, cujos degraus possuem altura de aproximadamente 50nm e estão espaçados em cerca de 150nm. Estes degraus de escorregamento na cementita são considerados concentradores de tensão e possíveis causadores de trincas. Eles também são mais pronunciados em perlitas grosseiras que finas. A figura 3.26(b) mostra um caso que a espessura da cementita lamelar foi estreitada. Este tipo de escorregamento irá acontecer quando um sistema de escorregamento altamente tensionado na ferrita for aproximadamente paralelo ao plano da lamela.

A figura 3.26(c) mostra um caso de flexão da lamela. A superfície parece plana e sugere que a placa de cementita foi deformada uniformemente e tal configuração foi também observada naquelas cuja orientação foi aproximadamente perpendicular ao plano de laminação. A figura 3.26(d) mostra um caso de fragmentação da cementita que foi deformada não-uniformemente, onde a distância entre os planos excede sua espessura.

Na figura 3.26(e) são mostradas fraturas por clivagem, onde a resistência à tração produzida pela laminação foi considerada responsável por estas trincas. A figura 3.26(f) mostra que as fraturas das placas de cementita foram devido a bandas de cisalhamento inclinadas a cerca de 30 graus da direção de laminação. Este tipo de fratura é apenas observado em perlitas grosseiras.

A cementita lamelar da perlita sofre grandes mudanças durante o processo de deformação do arame na trefilação. Com o aumento da deformação a cementita lamelar se torna cada vez mais fina, podendo ocorrer tanto a flexão quanto sua fragmentação, com início de ruptura após 55 a 60% de deformação. A perlita orientada a certos ângulos com a direção de trefilação se torna dura com aparente espessura aumentada e sua rotação, a altos graus de deformação, se vira para a direção de trefilação. Após a rotação na direção de trefilação inicia-se a uma extensão fragmentação da cementita. Estas mudanças podem ser observadas na figura 3.27 (KRAUSS, 2005 e ROBONYI, 1987).

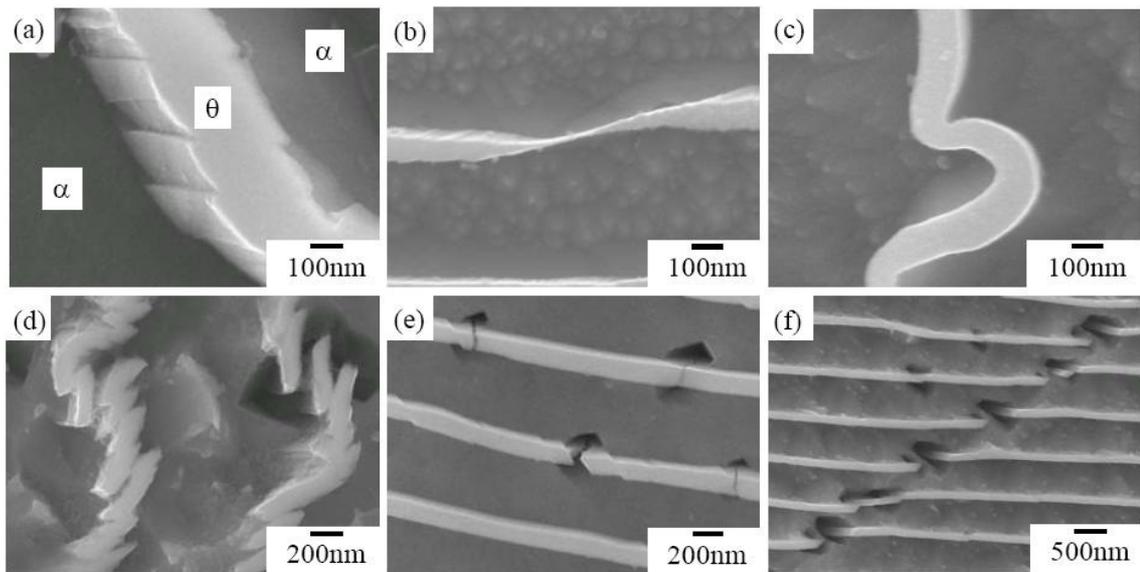


Figura 3.26: Micrografia mostrando varias morfologias de deformação da cementita em um aço perlítico de 0,76%C com as seguintes reduções: (a) e (b) 30%; (c) e (d) 60%; (e) e (f) 90% (UMEMOTO *et al.*, 2003).

Se todos os grãos se alinham na direção de trefilação, deformações futuras levam a decomposição da cementita e seu início pode ser detectado pelo ponto φ_{Fe_3C} na figura 3.27. Durante a trefilação é importante determinar pontos importante na curva de endurecimento no avanço do conhecimento dos requisitos de qualidade em arames. O ponto inicial para análise é φ_1 e alguns cuidados devem ser tomados, pois se for muito pequeno trincas centrais podem ser formadas no arame e se muito grande a plasticidade do arame é prejudicada em passe subsequente. A fixação do ponto φ_{Fe_3C} também deve ser cuidadosamente estudada, já que as propriedades plásticas do arame são aumentadas com aumentos simultâneos no limite de resistência até este ponto. Se o arame sofrer deformações a partir este ponto as propriedades plásticas começam a deteriorar e causa da ruptura é claramente tensão de cisalhamento, conforme pode ser observado na figura 3.27 (ROBONYI, 1987).

O ponto, φ_{Fe_3C} , pode ser determinado através da equação 3.5:

$$\varphi_{Fe_3C} = \frac{19}{\sqrt{s}} * C_{eq}^{-3/4} \quad (3.5)$$

Onde:

φ_{Fe_3C} = segundo ponto de inflexão da curva de φ : ponto de fragmentação da cementita

C_{eq} = carbono equivalente

s = espaçamento interlamelar da perlita

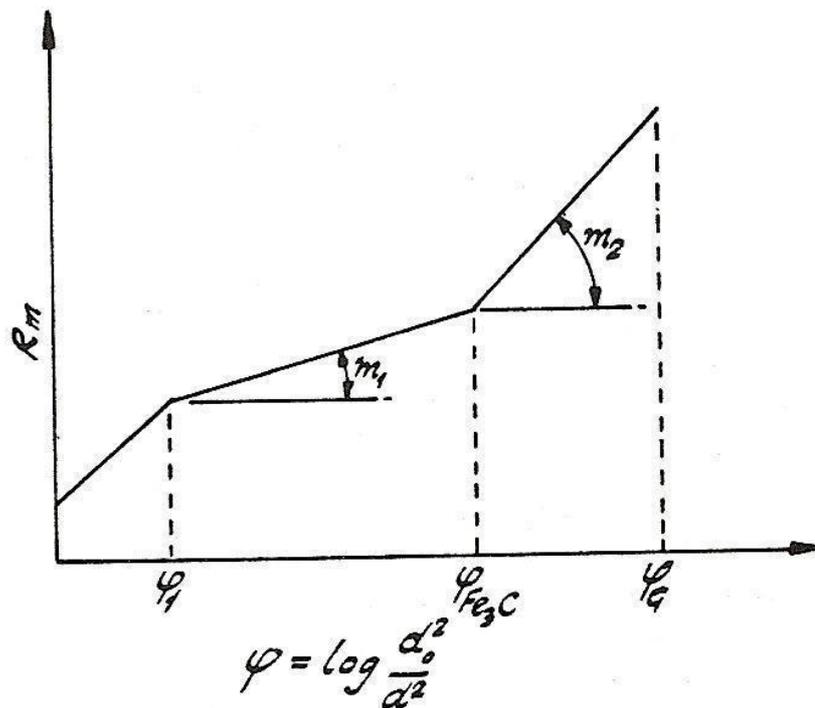


Figura 3.27: Mudança no limite de resistência durante a trefilação (ROBONYI, 1987).

Usualmente, arames são trefilados além de φ_{Fe3C} a fim de se obter resistência extra. Note na figura 3.28 que em torno de φ_{Fe3C} há um aumento do encruamento e um ponto de máximo na curva de ductilidade. A delaminação ocorre em deformações superiores a φ_{Fe3C} na região de decréscimo de ductilidade, pontos pretos na figura 3.28.

A figura 3.29 mostra uma relação entre carbono e resistência de em arame de 0,30mm. A figura indica uma resistência máxima livre de delaminação aumentada com aumento do teor de carbono, já que com altas deformações a presença de delaminação foi observada pela decomposição da cementita. (OCHIAI, 1993).

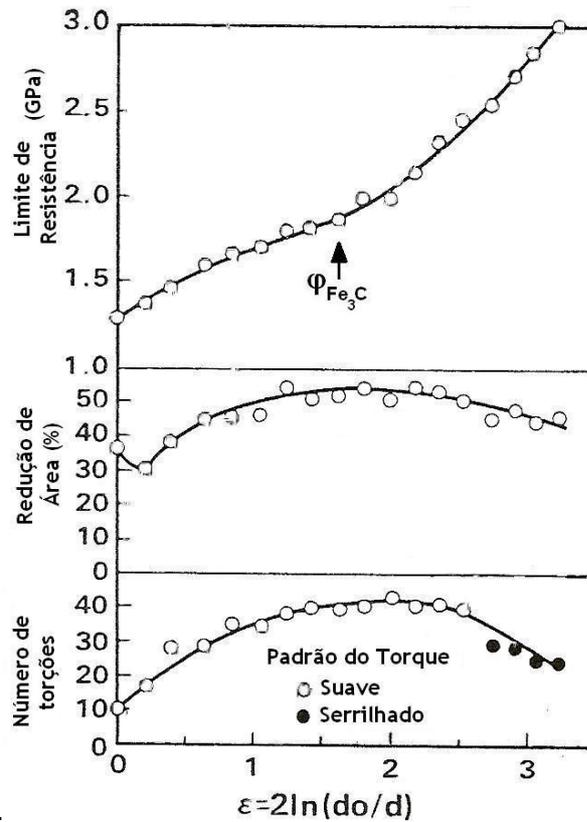


Figura 3.28: Trefilabilidade de um fio-máquina hipereutetóide de 0,96%C e diâmetro 5,50mm resfriado em um Stelmor (OCHIAI, 1993).

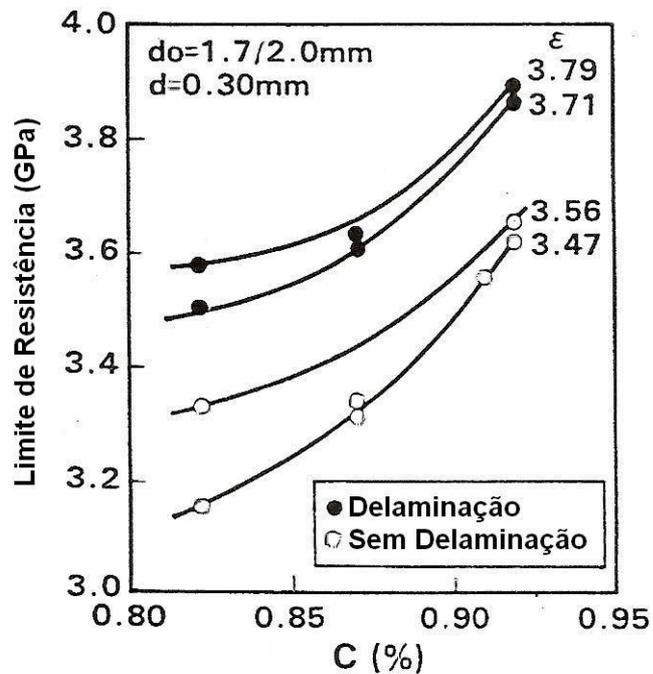


Figura 3.29: Efeito do carbono no limite da resistência à delaminação (temperatura de patenteamento = 575°C a 12segundos) (OCHIAI, 1993).

3.5. Efeito do boro

Sabe-se que o movimento do nitrogênio livre na matriz de aço é uma das principais causas de envelhecimento no aço, portanto é necessário estabilizar ou eliminar este efeito. Isto é conseguido pela adição de formadores de nitreto, dentre eles estão o boro, titânio, alumínio, vanádio e nióbio.

Um destes elementos é o boro, já que o boro tem maior tendência a formar nitretos que óxidos ou carbonetos, além disto, estes nitretos não são prejudiciais ao arame devido ao seu pequeno tamanho. Mesmo em aços com alto teor de carbono quase todo o boro irá formar nitretos e uma quantidade mínima que irá formar carbonetos (COE *et al.*, 2006).

COE *et al.*(2006) também enumeram as vantagens do boro na formação de nitretos em relação aos demais elementos. Um deles seria seu baixo custo e outro importante é a eficiência estequiometria, já que para reagir com 1 mol de nitrogênio é necessário 1 mol de boro. A quantidade de elemento formador de nitreto necessária para ligar com o nitrogênio livre é dependente do peso atômico do nitrogênio, do peso atômico do elemento formador de nitreto e os coeficientes da reação química balanceada. Portanto, a quantidade do elemento formador de nitreto a ser adicionada pode ser calculada usando a equação 3.6:

$$Q_{FN} = [(Q_N) * (PM_{FN}) * (Coeficiente_{FN})] / [(PM_N) * (Coeficiente_N)] \quad (3.6)$$

Onde:

Q_{FN}: Quantidade necessária do elemento formador de nitreto para estabilizar o nitrogênio do aço (ppm).

Q_N: Quantidade de nitrogênio livre a ser removido do aço (ppm).

PM_{FN}: Peso molecular do elemento formador de nitreto (g/mol).

Coeficiente_{FN}: Coeficiente do elemento formador de nitreto resultante da equação da reação balanceada.

PM_N: Peso molecular do nitrogênio (g/mol).

Coeficiente_N: Coeficiente do nitrogênio resultante da equação da reação balanceada.

Aplicando a equação 3.6 para reagir com 1ppm de nitrogênio resulta no valor de 0,77 ppm para o boro ($B + N \rightarrow BN$), 3,42 ppm para o titânio e 6,64 ppm para o nióbio.

Além desta melhor eficiência em massa o boro também é o mais barato dentre os elementos comparados. BORATTO *et al.*(1993) são citados por CHOWN *et al.*(2008) por apresentarem valores para uma relação necessária para remover todo o nitrogênio de solução sólida B:N de 0,8.

Outro ponto de vista importante quanto à função do boro é em relação à sua capacidade de estabilizar a ferrita. A presença de ferrita pró-eutetóide é prejudicial para a trefilabilidade, desde que os contornos ferrita/perlita ajam como sítios de iniciação de trincas em aços hipoeutetóides. Entretanto, a trefilabilidade de arames também pode diminuir com o aumento do teor de carbono em aços perlíticos, devido ao aumento do volume de cementita, como fase dura. A presença de ferrita pró-eutetóide acelera a ocorrência de delaminação mesmo em aços eutetóides (CHOO *et al.*, 2002).

MAKKI *et al.* (2001) relatam um método de diminuição da ferrita pró-eutetóide da superfície de arame de aço alto teor de carbono, já que as trincas longitudinais são oriundas da ferrita e se iniciam na superfície até profundidades de aproximadamente 50 μm . Eles descrevem que a ocorrência da ferrita pró-eutetóide na camada superficial do aço é devido a uma possível descarbonetação durante o processo de trefilação e tratamento térmico e que a prevenção seria exatamente a inserção de elementos inibidores da formação da ferrita ou elementos estabilizadores da ferrita, o resultado pode ser observado na figura 3.30.

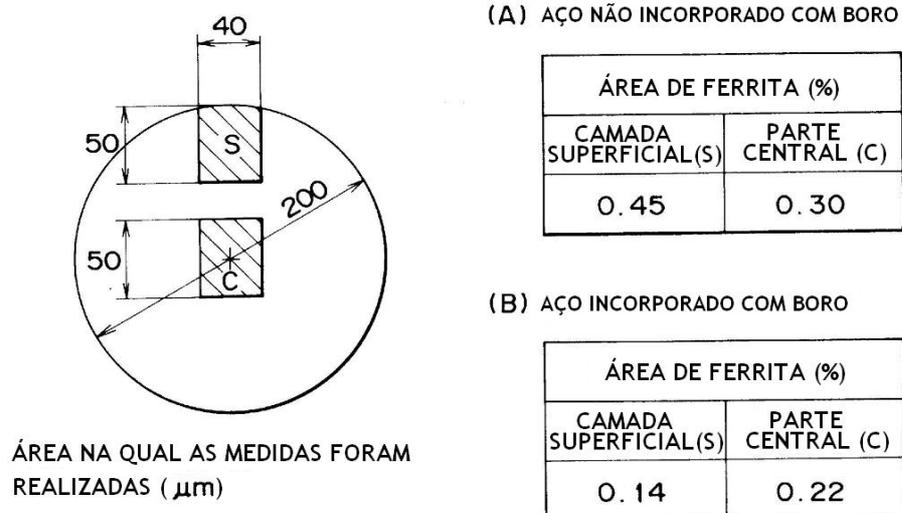


Figura 3.30: Variação da quantidade de ferrita na camada superficial e parte central de um arame de 1,40 mm de diâmetro (MAKKI *et al.*,2001).

Como o boro em solução sólida é um elemento inibidor da formação de ferrita importante, este evita efetivamente trincas longitudinais na superfície do arame. A literatura relata que o boro evita a formação de ferrita por meio de sua segregação no contorno de grão de aços hipoeutetóides, reduzindo a energia do contorno de grão e diminuindo a taxa de formação da ferrita. O boro não produz este mesmo efeito em aços eutetóides e hipereutetóides, no entanto sabe-se agora que o boro elimina a formação da ferrita em aços eutetóides e hipereutetóides tão bem quanto em hipoeutetóides, prevenindo efetivamente trincas longitudinais, só que o efeito neste caso não é na forma de compostos de boro, mas sim o efeito de boro livre em solução sólida (NAGAO, 2003 e MAKKI *et al.*, 2001).

O boro em quantidades menores que 0,0003% não é suficiente para prevenir a formação de ferrita e trincas longitudinais, já em quantidades maiores que 0,005% forma compostos da forma $Fe_{23}(CB)_6$, que reduzem a quantidade de boro livre e conseqüentemente minimizam a prevenção das trincas longitudinais. Além disso, $Fe_{23}(CB)_6$ usualmente aparecem como precipitados grosseiros que induzem a fratura na trefilação (NAGAO, 2003 e MAKKI *et al.*, 2001).

Os compostos do tipo $Fe_{23}(CB)_6$ a temperaturas relativamente baixas, onde coexistem austenita e ferrita, agem como sítios preferenciais para nucleação da ferrita. Neste caso, haverá menos ferrita disponível para se formar nos contornos de grão da austenita. Isto não só diminui o número de vazios e cavidades formadas nos contornos de grão, como também torna o interior do grão da austenita mais deformável aumentando a ductilidade. O boro também retarda a transformação da austenita em ferrita, o que possivelmente evita a formação do filme de ferrita no contorno de grão (LÓPEZ-CHIPRES *et al.*, 2007).

A formação de borocarboneto ($Fe_{23}(CB)_6$) ou boro cementita ($Fe_3(CB)_6$) se dá no resfriamento, antes do começo da reação austenita/ferrita, sob a forma de finas partículas precipitadas nos contornos de grão. Parte deste boro é encontrada segregada nos contornos de grãos austeníticos. A explicação para este posicionamento é que o diâmetro do boro é muito grande para a formação de solução sólida intersticial e muito pequeno para solução sólida substitucional (SILVEIRA, 1991).

3.6. Efeito da trefilação

A resistência de aços ATC trefilados a frio pode ser efetivamente aumentada pelo refinamento do espaçamento interlamelar da perlita, pela adição de elementos de liga e pelo incremento do acúmulo da densidade de deslocações. O aumento da resistência dos arames de aço é geralmente acompanhado pela degradação da ductilidade. Considerando estruturas perlíticas, o processo de trefilação é influenciado por muitos fatores, dentre os quais são mais importantes: espaçamento interlamelar, plano de redução dos passes na trefilação, velocidade de trefilação, defeitos superficiais e internos, dentre outros.

O espaçamento interlamelar em aços completamente perlíticos decresce progressivamente durante o processo de trefilação a frio e esta taxa de diminuição não é constante durante o processo, uma vez que a disposição das placas e sua orientação em relação às solicitações que são submetidos regem o comportamento das colônias durante o processo. As colônias com as suas placas alinhadas paralelamente à direção axial são menos resistentes ao empacotamento transversal, enquanto que as perpendiculares à direção axial são mais resistentes ao empacotamento transversal. Nas placas, formando um ângulo com o eixo de tração, existe um duplo efeito de giro (inicial) e empacotamento transversal (mais tarde), que explica as diferentes taxas de diminuição do espaçamento interlamelar ao longo do processo da trefilação, que pode ser visto esquematicamente nas figuras 3.31 e 3.32 (TORIBIO *et al.*, 1998).

GODECKI (1969) realizou testes com arames de aço de 0,9%C, trefilados após patenteamento, com vários graus de redução de área por passe: 13, 30, 60, 80 e 90%. Com pequenas reduções de área, cerca de 13%, a deformação plástica e a reorientação da cementita na direção de trefilação predominaram em até 90% da área total, ou seja, a estrutura perlítica foi preservada e a fragmentação da cementita foi discreta. Com reduções acima de 30% por passe, a presença de cementita quase-fragmentada pôde ser observada após o primeiro passe. Quando o total de redução de área excedeu 60%, zonas de refinamento da cementita foram predominantes. Quanto maior o grau de redução de área, menor as partes de estrutura perlítica que foram preservadas. Alcançando reduções maiores que 80%, as camadas de cementita fragmentada se alinharam na direção do eixo de trefilação.

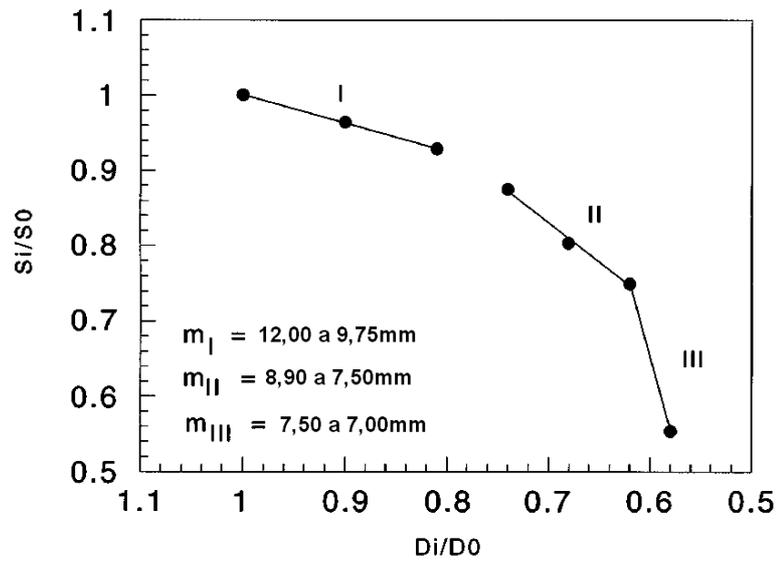


Figura 3.31: Espaçamento interlamelar perlítico em aços com diferentes graus de trefilação (TORIBIO *et al.*, 1998).

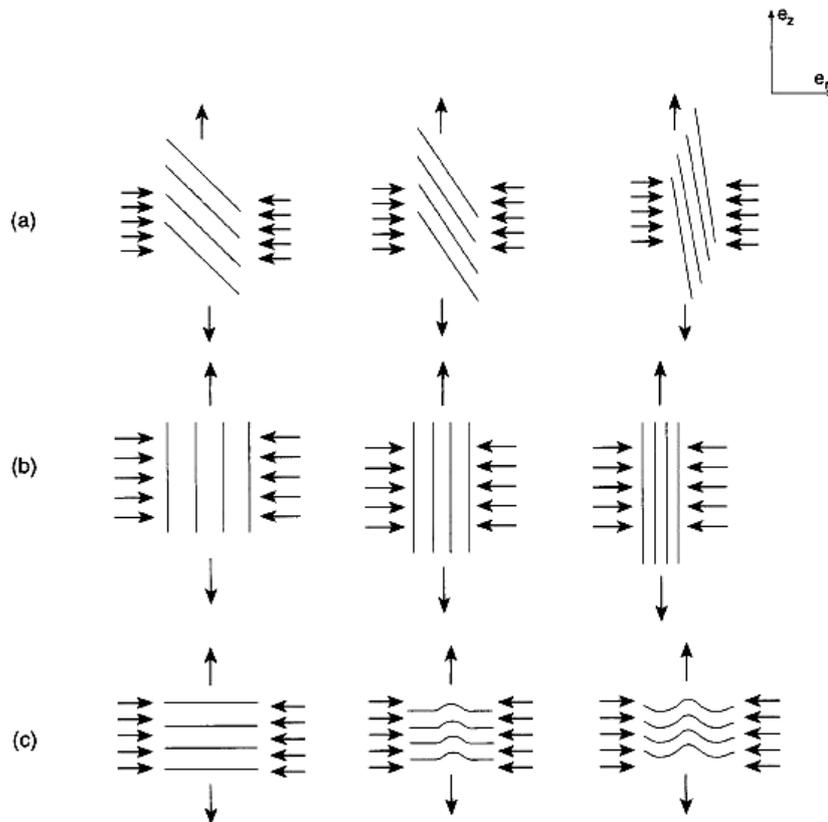


Figura 3.32: Desenho esquemático de três tipos de arranjo espacial da perlita lamelar: (a) inclinada; (b) paralela ao eixo do arame; (c) perpendicular ao eixo do arame. A evolução ao longo da trefilação - esquerda para direita - também é mostrada (TORIBIO *et al.*, 1998).

À medida que o diâmetro do arame é reduzido suas características de resistência mecânica são aumentadas, conforme mostrado na figura 3.33. Este aumento de resistência também está associado ao processo de delaminação.

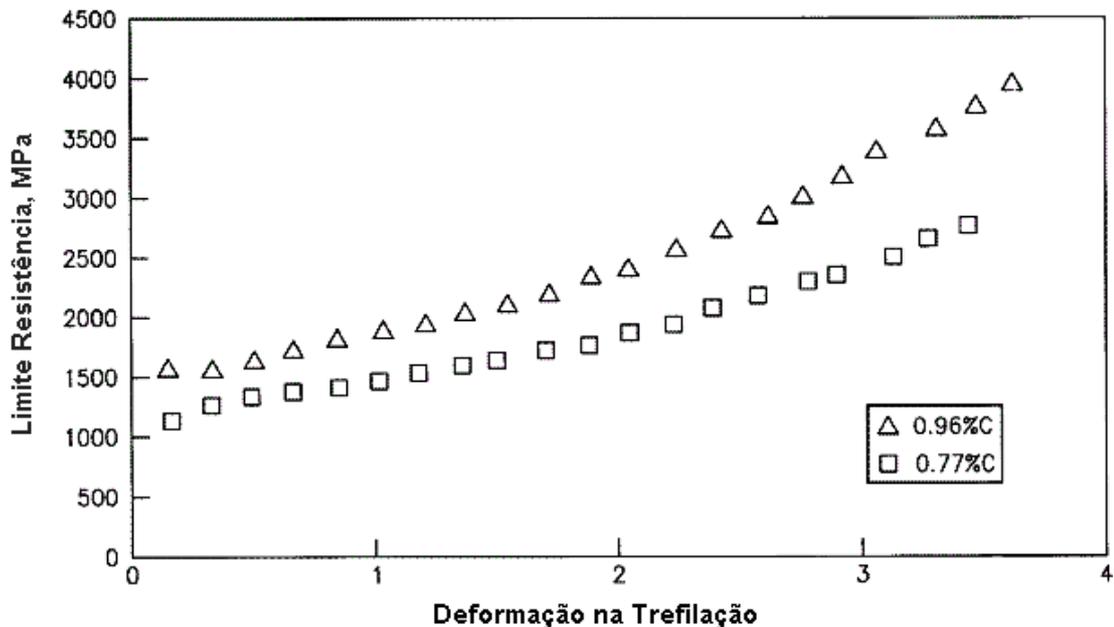


Figura 3.33: Relação entre limite de resistência com a deformação em um processo de trefilação em dois arames com composições diferentes de carbono (ZELIN, 2004).

Várias técnicas de trefilação são conhecidas, das quais se pode citar: (1) reduzindo gradualmente a deformação na trefilação a cada fieira sucessiva (plano decrescente não-linear); (2) reduzindo a deformação na trefilação a cada fieira sucessiva por uma quantidade constante (plano linear decrescente); (3) aplicando uma deformação na trefilação constante a cada fieira sucessiva (plano com mesma redução de área); ou uma combinação de quaisquer umas das descritas (ZELIN, 2004).

Durante o processo de trefilação é desejável o uso de fieiras que possuam plano de passe que minimizem o envelhecimento dinâmico e tensão superficial residual, impactando negativamente nas propriedades do arame e aumentando o consumo de fieira. É discutido por ZELIN (2002 e 2005) o uso de uma técnica modificando o plano de passes usualmente utilizado de reduções lineares por um plano de passes de reduções não-lineares. Este plano de passes é desenvolvido para evitar o superaquecimento do arame e obter uma maior uniformidade no desgaste das fieiras.

Este plano de passes não linear faz com que maiores reduções sejam dadas ao material enquanto ainda está macio e com ductilidade relativamente alta. Este processo também aumenta a trefilabilidade e reduz a probabilidade de formação de micro trincas. Um exemplo deste plano é mostrado na figura 3.34.

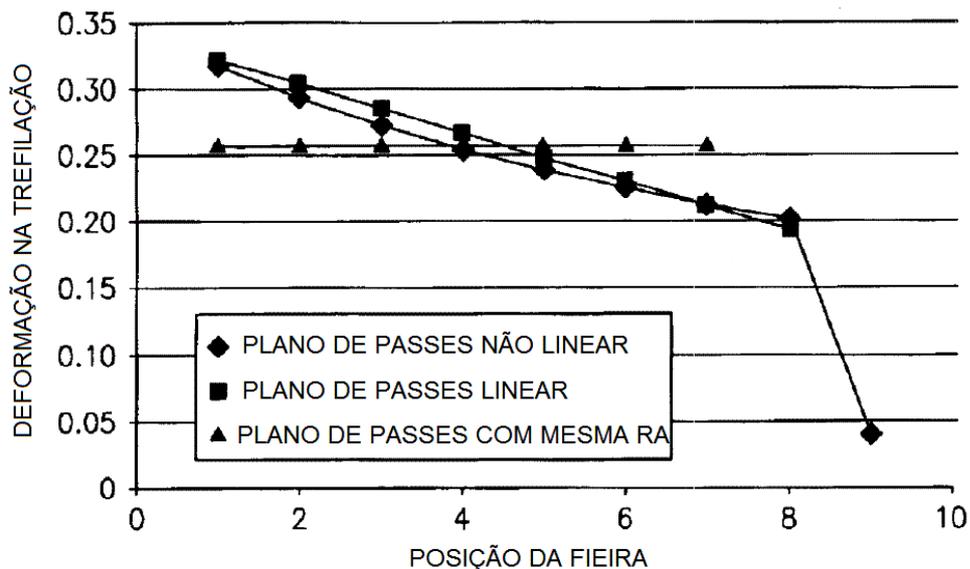


Figura 3.34: Tipos de plano de passes na trefilação (ZELIN, 2004).

O uso de uma seqüência de passes não linear aumenta a processabilidade do arame, evita a necessidade de patenteamento intermediário e também aumenta a eficiência de processamento pela redução do tempo de fabricação do arame (ZELIN, 2005). Nesta técnica também é utilizado o artifício do “*skin pass*”, que consiste em uma redução muito pequena no arame, não mais que 4%, no final do plano de passes. Ainda segundo ZELIN, “*skin pass*” pode ser empregado sempre que o controle das propriedades de torção seja essencial, já que seu uso reduz a delaminação.

Em um trabalho de NAGAO (2007) sobre “*skin pass*” foi utilizada a calorimetria exploratória diferencial (“Differential Scanning Calometry”- DSC), onde foi encontrada correlação de presença e ausência de picos exotérmicos perto de 100°C com ocorrência de delaminação durante ensaios de torção de arames, mostrados na figura 3.35. Estes picos exotérmicos próximos aos 100°C são relacionados à fixação dos átomos de nitrogênio nas deslocções, ou seja, quando os átomos de nitrogênio não estão fixados nas deslocções não ocorrerão picos exotérmicos.

Por outro lado, quando estes átomos fixarem nas deslocções o pico ocorrerá, ocorrendo também a delaminação nos ensaios de torção. Duas curvas são mostradas na figura 3.35, uma curva de referência (linha cheia) e outra curva para análise (linha pontilhada). Os picos exotérmicos na faixa de temperatura de 60 a 130°C mostrado pelo DSC na curva pontilhada estão claramente correlacionados com ocorrência de delaminação no ensaio de torção e estão relacionados ao ancoramento das deslocções pelo nitrogênio conforme observações anteriores. Outros picos exotérmicos na curva pontilhada são apresentados também na figura 3.35 em outras faixas de temperatura, como em temperaturas próximas aos 170°C, relacionados com fixação das deslocções pelo carbono (decomposição da cementita), e próximo aos 300°C, relacionado com a re-precipitação da cementita (NAGAO, 2007).

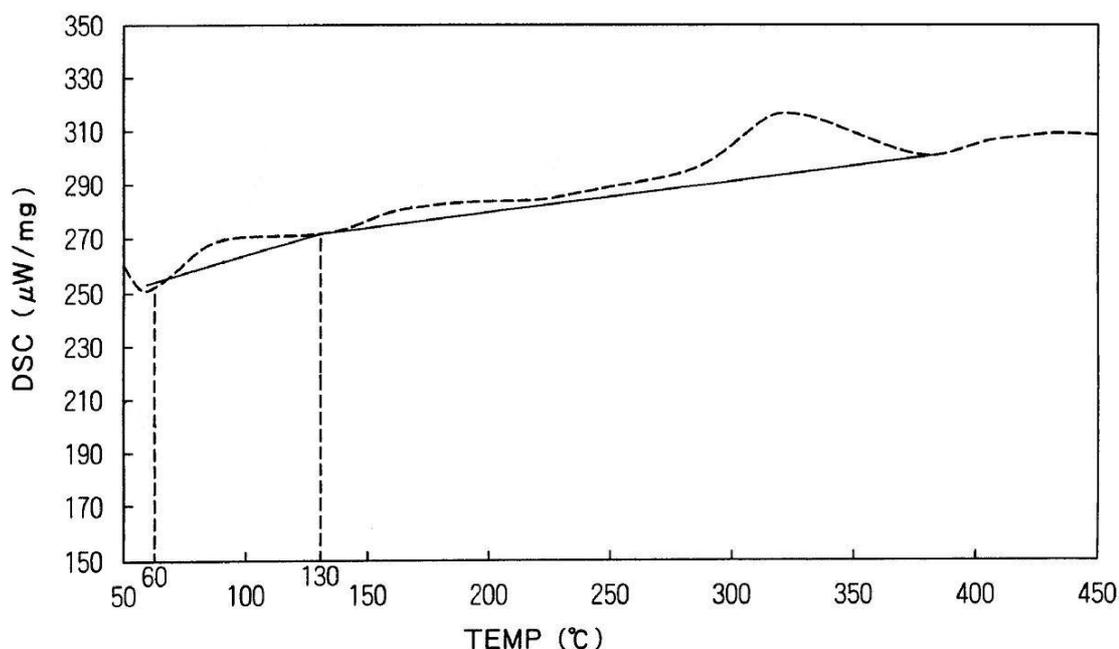


Figura 3.35: Análise de temperatura durante a trefilação por meio de DSC (NAGAO, 2007).

Em seu estudo, NAGAO (2007) padronizou as reduções de área em cada passe de modo a ter, no máximo, 20% de redução em cada passe e que o produto $D_i^2 * v$, onde D_i é diâmetro inicial (em mm) de cada passe e v é a velocidade do arame na fieira (em m/min), seja no máximo de 20 ($\text{mm}^2 \times \text{m}/\text{min}$) e com “*skin pass*” de no máximo 10% nas regiões de pico de temperatura registradas no DSC incluindo o passe final. É desejável que existam pelo menos 3 passes do tipo “*skin pass*”.

Quanto maior a redução de área em cada fieira, maior a deformação uniforme promovida. A taxa de passagem de arame pela fieira também exerce influência na difusão e ancoramento das deslocções pelo nitrogênio, devido à geração de calor pelo trabalho. Se a taxa de passagem de arame pela fieira é alta a difusão e fixação das deslocções pelos átomos de nitrogênio também será alta, acelerando também o envelhecimento (NAGAO, 2007). Os resultados desta experiência são mostrados na figura 3.36 na forma do número de torções.

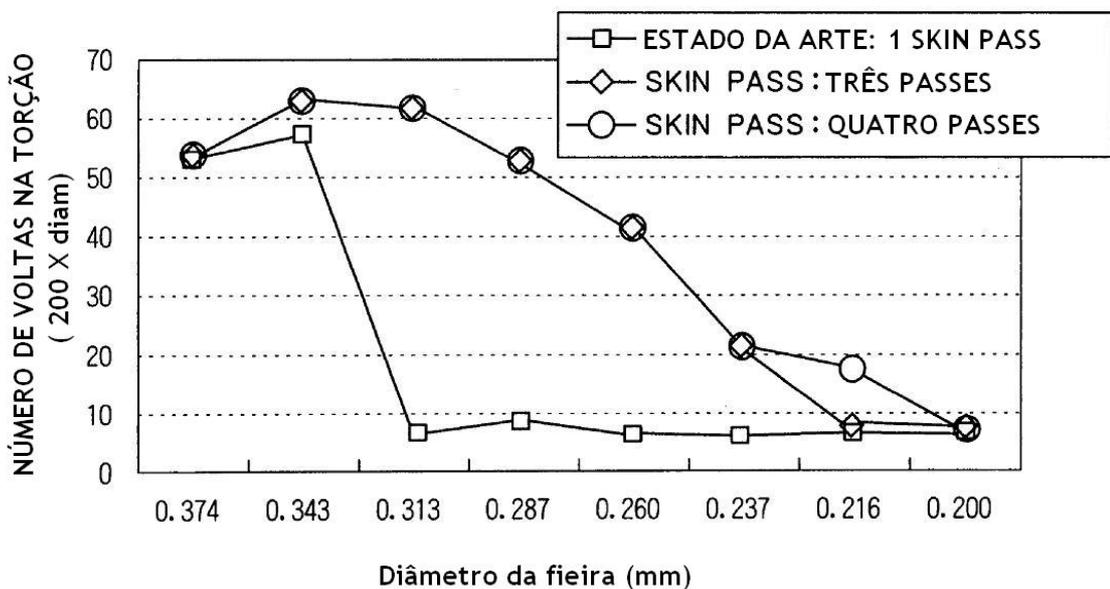


Figura 3.36: Resultados de torção em amostras de arames trefilados com 1, 3 e 4 “*skin pass*” de 3 a 4% de redução de área e restante dos passes com no máximo 20% de redução de área (NAGAO, 2007).

As marcas circulares na figura 3.36 representam um exemplo comparativo no qual “*skin pass*” foi utilizado apenas no último passe de trefilação. As marcas rômbricas representam um exemplo onde “*skin pass*” foi utilizado em três estágios, incluindo o último passe. Finalmente as marcas quadradas representam um exemplo de plano de passes onde “*skin pass*” foi utilizado em quatro estágios, incluindo o passe final.

4. METODOLOGIA

4.1. Material

O aço estudado é um aço perlítico comercial (1080), “*stelmorizado*”, obtido na forma de arame trefilado, com diâmetro de 1,83mm. Foi necessário produzir duas corridas consecutivas deste aço para comparação de processabilidade, uma com adição de boro e outra não, cujas composições químicas são mostradas na Tabela I.

Tabela I: Composição química das corridas testadas.

Aço	C (% em peso)	Mn (% em peso)	Cr (% em peso)	Al (ppm)	N (ppm)	B (ppm)
1080 + B	0,84	0,40	0,26	10	39	40
1080	0,85	0,43	0,24	20	34	-

A quantidade mínima de boro adicionada obedeceu a equação 3.6.

4.2. Procedimento de trefilação

Os dois aços, aqui denominadas como 1080 e 1080+B, foram laminados em um laminador contínuo da ArcelorMittal Monlevade na bitola de 5,50mm conforme prática padrão para laminação deste aço.

Antes da trefilação destes aços laminados foi observado o período de tempo necessário para eliminação do hidrogênio conforme trabalho de MARCHI (2005), que estudou a variação da redução de área em função do tempo e com base no valor da energia de ativação encontrada e atribuiu o efeito deste fenômeno ao aprisionamento de hidrogênio no aço à presença de microporos formados nas interfaces Fe/inclusões não metálicas, conforme pode ser observado na figura 4.1. Como o hidrogênio se difunde a temperatura ambiente, ocorre sua dessorção ao longo do tempo em estoque.

Para a trefilação deste fio-máquina foi elaborado um Planejamento de Experimento (PDE) de forma a abranger as variáveis estudadas: adição de boro, plano de passes na trefilação e velocidade de trefilação. A variável resposta foi o comportamento do material em ensaio de torção instrumentado que indica a presença de delaminação através de variação no torque, conforme ilustrado na figura 3.9.

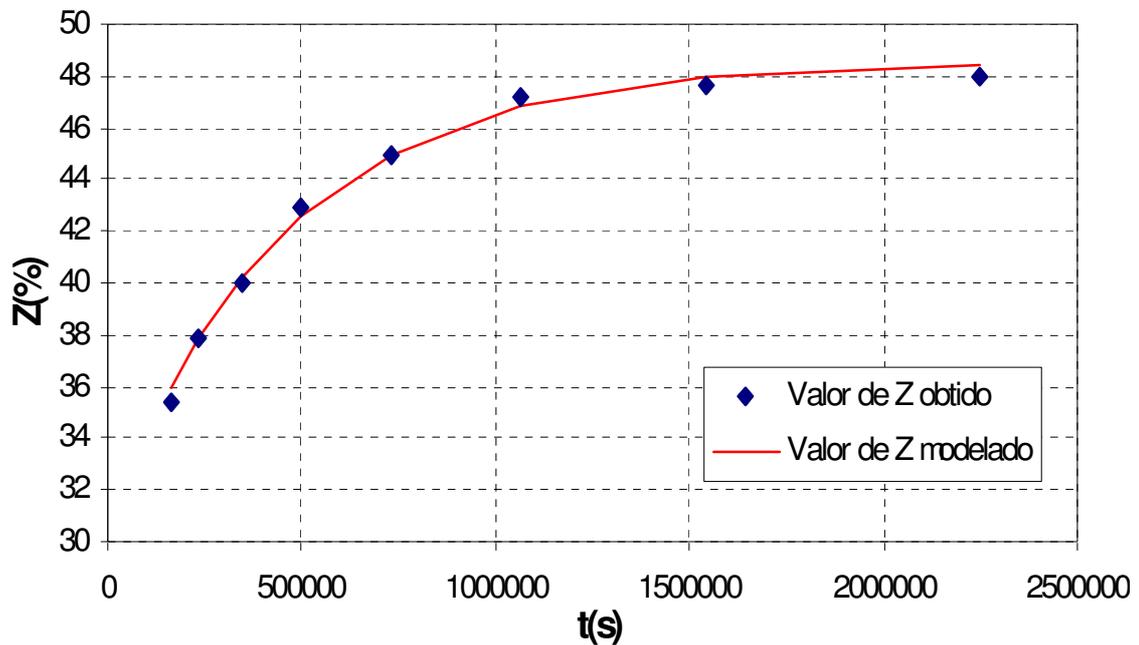


Figura 4.1: Variação da redução de área em função do tempo atribuída ao efeito de hidrogênio no aço (MARCHI, 2005).

As amostras de trefilação dos aços 1080 e 1080+B foram coletadas após o processo de bronzeamento por motivos de fluxo do processamento e também para avaliar com rigor as duas condições. A figura 4.2. detalha o processo de trefilação.



Figura 4.2: Fluxograma de processo de trefilação arame 1080.

A descrição do PDE (Planejamento de Experimento) seguiu o formato fatorial 2^3 de acordo com a Tabela II.

Tabela II: Formato do planejamento de experimento (PDE).

Experimento	Velocidade Trefilação	Aço	Skin Pass
1	Baixa	1080+B	Não
2	Alta	1080+B	Não
3	Baixa	1080	Não
4	Alta	1080	Não
5	Baixa	1080+B	Sim
6	Alta	1080+B	Sim
7	Baixa	1080	Sim
8	Alta	1080	Sim

Os níveis descritos para velocidade de trefilação na tabela II são (1) baixa: 5m/s; (2) alta: 12m/s. O plano de passe sem “*skin pass*” seguiu a prática padrão para trefilação deste aço na BBA, Belgo Bekaert Arames. Ambas os planos de passes tiveram a mesma redução total, já que as bitolas iniciais e finais foram as mesmas, mas o plano padrão da Bekaert possui 10 passes e o plano “*skin pass*” 11 passes, conforme pode ser analisado na figura 4.3.

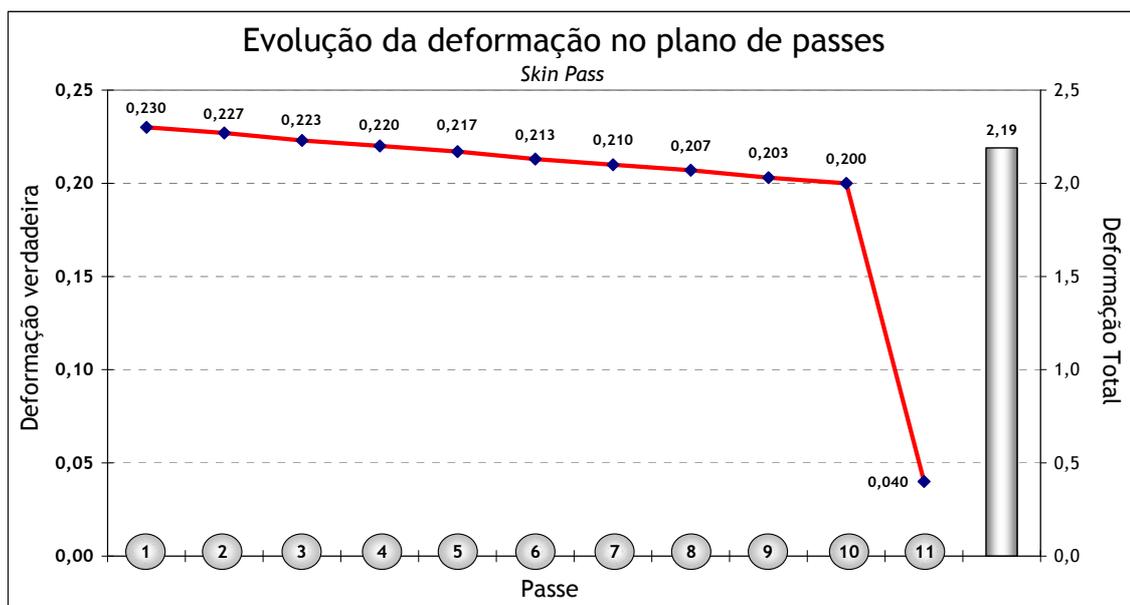


Figura 4.3: Redução por passe na configuração “*Skin Pass*”.

4.3. Procedimento de envelhecimento das amostras de arame

As amostras foram tratadas de acordo com a especificação do cliente final que prevê uma temperatura de 150 °C durante o tempo de 1 hora. O tratamento foi realizado com auxílio de um forno tipo mufla com controle de temperatura automático.

Após equalização da temperatura na mufla, por 1 hora, as amostras foram envelhecidas em uma única batelada.

4.4. Procedimento de ensaio de torção

As amostras necessitaram de dobramento em suas extremidades para a realização do ensaio. Com isto, o tamanho total das amostras foi de 30,3 cm, com um comprimento útil de 18,3 cm ($100 \cdot D$) e 6 cm de cada lado para dobramento das pontas.

O dobramento foi realizado com auxílio de uma ferramenta cônica de raio de 3 cm com uma abertura em uma das extremidades na mesma bitola do arame para que o tamanho de todas as amostras possuisse o mesmo tamanho útil.

Os ensaios de torção foram realizados na Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais – CETEC, em uma máquina Instron 1225 com célula de torque 100 kN, a uma velocidade de ensaio padrão de 20 voltas/minuto. O método empregado envolve torção no sentido horário com reversão após a terceira volta e torção até a ruptura.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Evolução da estrição do fio-máquina com o tempo

O trabalho de MARCHI (2005) mostrou haver uma evolução do valor da estrição, Z, ao longo do tempo até sua estabilização. Isto é devido ao fato do hidrogênio ter tamanho suficiente para ter mobilidade dentro do aço mesmo em baixas temperaturas, como é o caso da temperatura ambiente. Como Z influencia fortemente as propriedades de ductilidade do aço, teve-se neste trabalho o cuidado de avaliar esta influência e também assegurar que este ruído na trefilação fosse minimizado. A figura 5.1 mostra a evolução de Z com o tempo para o aço 1080+B.

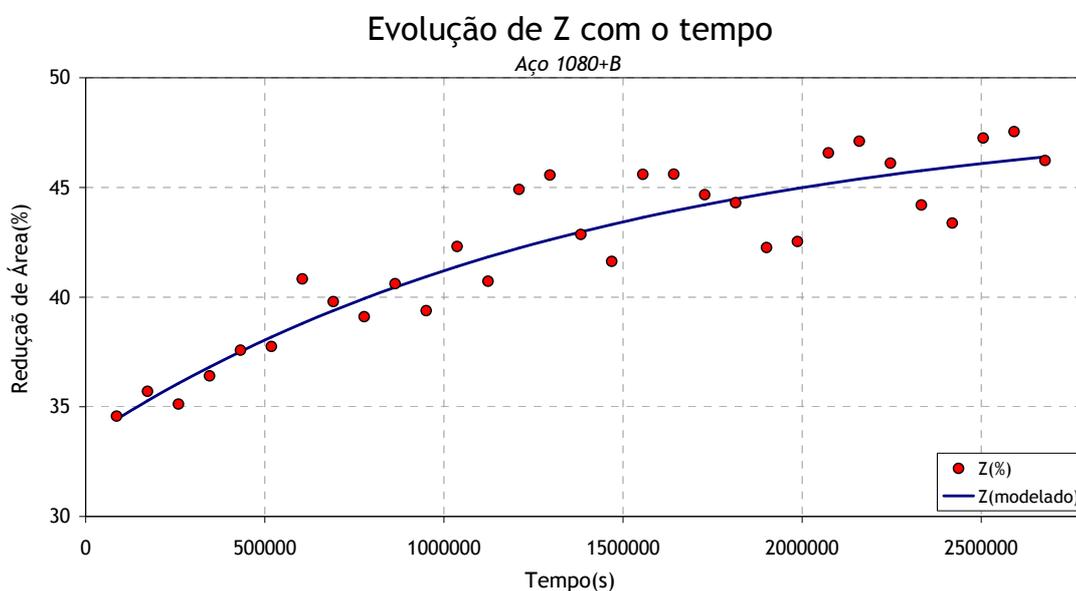


Figura 5.1: Variação da redução de área em função do tempo atribuída ao efeito de hidrogênio no aço 1080+B.

No caso do trabalho de MARCHI o aço estudado era um aço 1060 e os dados de Z ficavam estabilizados em torno de 13 dias (1100000s). No caso deste aço estudado a estabilização se deu por volta dos 21 dias (1800000s). Assim, o tempo de espera para início de trefilação do fio-máquina foi de pelo menos 25 dias.

5.2. Propriedades mecânicas

Os valores das propriedades mecânicas foram obtidos em ensaio de tração realizados no laboratório da ArcelorMittal Monlevade para fio-máquina e no CETEC-MG para o arame trefilado. Para o fio-máquina na bitola de 5,50 mm, o limite de resistência do aço 1080 foi de 1240 ± 13 MPa e para o aço 1080+B foi de 1229 ± 22 MPa, dados obtidos da média de pelo menos seis ensaios.

Os índices T e E na figura 5.2 significam: (T) amostras retiradas após trefilação e (E) amostras após envelhecimento de acordo com o procedimento do cliente final já descrito. Os valores de limite de resistência (Rm) e limite de escoamento a 0,2% de deformação (Rp_{0,2%}) correspondem à média de três ensaios.

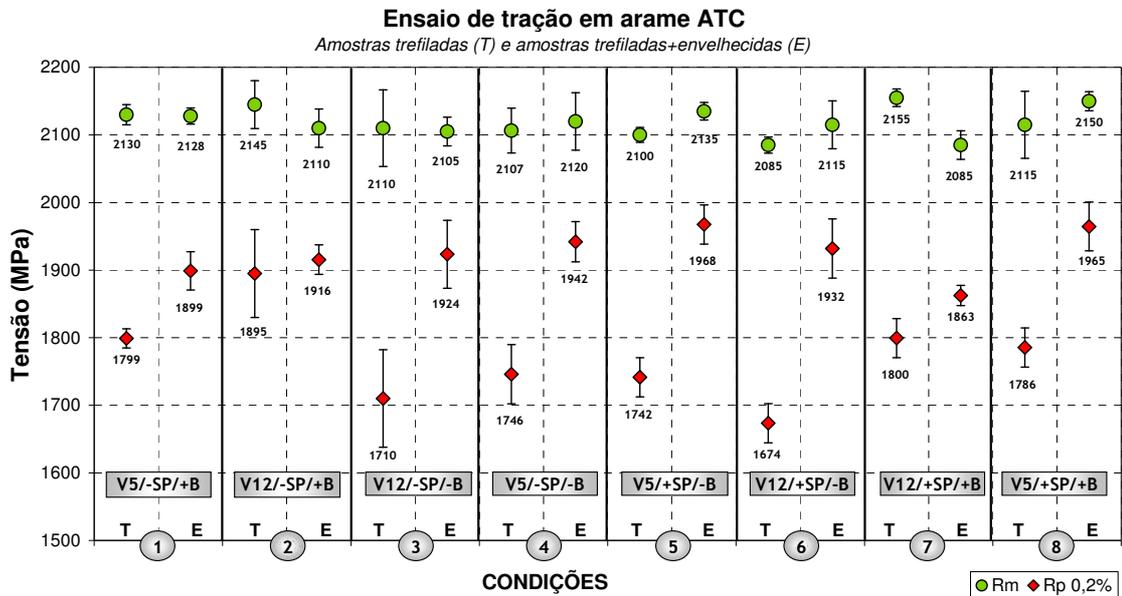


Figura 5.2: Ensaio de tração em amostras de arame com e sem tratamento de envelhecimento

Analisando os dados da figura 5.2, são observadas diferenças significativas entre as amostras após trefilação e após envelhecimento analisadas do ponto de vista de limite de resistência. Já as amostras analisadas do ponto de vista do limite de escoamento apresentaram diferença significativa após trefilação e após envelhecimento, isto porque o limite de escoamento é mais sensível ao envelhecimento do que o limite de resistência. Estas diferenças são maiores nas amostras sem adição de boro (C3, C4, C5 e C6) em comparação às condições com adição de boro (C1, C2, C7 e C8). Isto se deve a influência do teor de nitrogênio solúvel descrito por BUONO (1995) e exemplificado pela figura 3.23.

Foi construído um diagrama balanceado de acordo com a técnica Taguchi. Esta técnica afirma que cada variável independe dos experimentos e por isto pode ser agrupada em seus níveis e a média das respostas é calculada dentro de grupos, construindo assim diagramas lineares para cada uma das respostas. A figura 5.3 mostra este diagrama para a variação do limite de escoamento entre amostras envelhecidas para todas as condições.

O diagrama balanceado é construído agrupando todas as variáveis comuns das condições analisadas. Note que neste tipo de diagrama a média é igual para todas as condições.

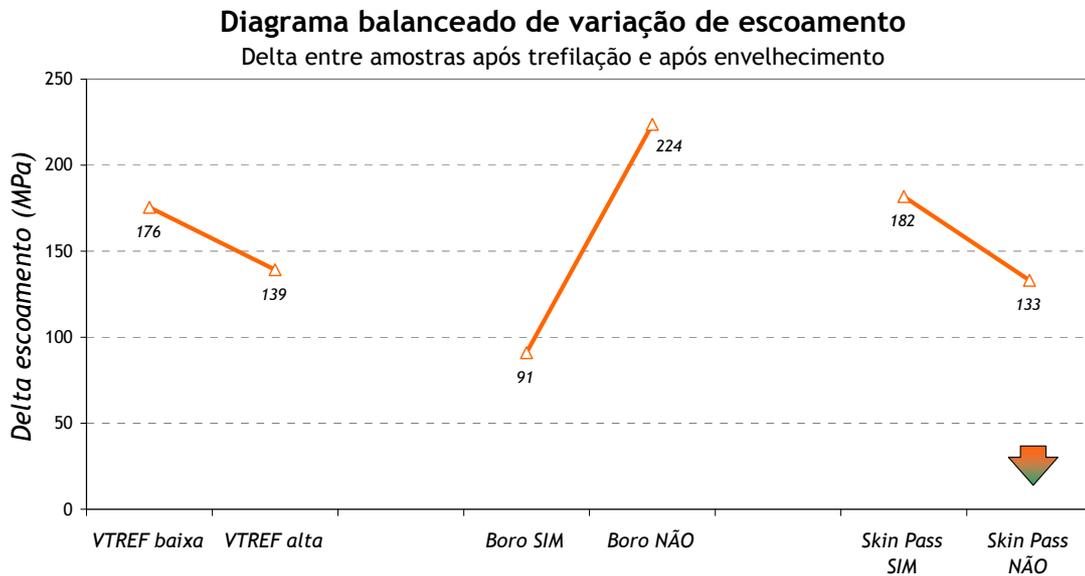


Figura 5.3: Diagrama balanceado da variação do limite de escoamento.

Como a melhor condição é a de minimização da variação de escoamento, a melhor condição é dada por: “ V_{TREF} alta”, “Boro SIM” e “Skin Pass NÃO”. Isto é verdade desde que haja diferenças estatísticas comprovadas entre as condições, portanto é necessário fazer esta comparação. Foi escolhido o teste t com amostras em pares, ou seja, comparação entre as condições nas quais a diferença entre elas é somente a variável a ser comparada.

Conforme se pode observar na figura 5.4, as duas colunas a serem comparadas à esquerda e à direita são condições em que a única variável a diferir é aquela a ser comparada, já que o teste visa, além de comparar todas as condições que envolvem a variável, comparar também as condições pareadas. Como exemplo, na primeira linha de comparação para a variável “ V_{TREF} ”, as condições pareadas C1 e C2 variam entre si somente com relação à velocidade de trefilação, ambas foram adicionadas boro e foram trefiladas sem “skin pass”. Nesta figura está comparada a variação do limite de escoamento entre amostras trefiladas e envelhecidas.

Variação do limite de escoamento																																																	
		<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Variável</th> </tr> <tr> <th>V_{TREF} baixa</th> <th>V_{TREF} alta</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C1</td> <td>101</td> <td>21</td> <td>C2</td> </tr> <tr> <td>C4</td> <td>196</td> <td>214</td> <td>C3</td> </tr> <tr> <td>C5</td> <td>226</td> <td>259</td> <td>C6</td> </tr> <tr> <td>C8</td> <td>179</td> <td>63</td> <td>C7</td> </tr> </tbody> </table>		Variável		V _{TREF} baixa	V _{TREF} alta	C1	101	21	C2	C4	196	214	C3	C5	226	259	C6	C8	179	63	C7	<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="3">Teste-t: duas amostras em par para médias</th> </tr> <tr> <th colspan="3">Alfa = 0,05</th> </tr> <tr> <th></th> <th>V_{TREF} baixa</th> <th>V_{TREF} alta</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Média</td> <td>176</td> <td>139</td> </tr> <tr> <td>Observações</td> <td>4</td> <td>4</td> </tr> <tr> <td>Desvio Padrão</td> <td>53</td> <td>115</td> </tr> <tr> <td>Stat t</td> <td>0,99</td> <td></td> </tr> <tr> <td>t crítico bi-caudal</td> <td>3,18</td> <td></td> </tr> </tbody> </table>		Teste-t: duas amostras em par para médias			Alfa = 0,05				V _{TREF} baixa	V _{TREF} alta	Média	176	139	Observações	4	4	Desvio Padrão	53	115	Stat t	0,99		t crítico bi-caudal	3,18	
Variável																																																	
V _{TREF} baixa	V _{TREF} alta																																																
C1	101	21	C2																																														
C4	196	214	C3																																														
C5	226	259	C6																																														
C8	179	63	C7																																														
Teste-t: duas amostras em par para médias																																																	
Alfa = 0,05																																																	
	V _{TREF} baixa	V _{TREF} alta																																															
Média	176	139																																															
Observações	4	4																																															
Desvio Padrão	53	115																																															
Stat t	0,99																																																
t crítico bi-caudal	3,18																																																
		<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Variável</th> </tr> <tr> <th>Boro SIM</th> <th>Boro NÃO</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C1</td> <td>101</td> <td>196</td> <td>C4</td> </tr> <tr> <td>C2</td> <td>21</td> <td>214</td> <td>C3</td> </tr> <tr> <td>C8</td> <td>179</td> <td>226</td> <td>C5</td> </tr> <tr> <td>C7</td> <td>63</td> <td>259</td> <td>C6</td> </tr> </tbody> </table>		Variável		Boro SIM	Boro NÃO	C1	101	196	C4	C2	21	214	C3	C8	179	226	C5	C7	63	259	C6	<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="3">Teste-t: duas amostras em par para médias</th> </tr> <tr> <th colspan="3">Alfa = 0,05</th> </tr> <tr> <th></th> <th>Boro SIM</th> <th>Boro NÃO</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Média</td> <td>91</td> <td>224</td> </tr> <tr> <td>Observações</td> <td>4</td> <td>4</td> </tr> <tr> <td>Desvio Padrão</td> <td>67</td> <td>27</td> </tr> <tr> <td>Stat t</td> <td>-3,59</td> <td></td> </tr> <tr> <td>t crítico bi-caudal</td> <td>3,18</td> <td></td> </tr> </tbody> </table>		Teste-t: duas amostras em par para médias			Alfa = 0,05				Boro SIM	Boro NÃO	Média	91	224	Observações	4	4	Desvio Padrão	67	27	Stat t	-3,59		t crítico bi-caudal	3,18	
Variável																																																	
Boro SIM	Boro NÃO																																																
C1	101	196	C4																																														
C2	21	214	C3																																														
C8	179	226	C5																																														
C7	63	259	C6																																														
Teste-t: duas amostras em par para médias																																																	
Alfa = 0,05																																																	
	Boro SIM	Boro NÃO																																															
Média	91	224																																															
Observações	4	4																																															
Desvio Padrão	67	27																																															
Stat t	-3,59																																																
t crítico bi-caudal	3,18																																																
		<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Variável</th> </tr> <tr> <th>Skin Pass SIM</th> <th>Skin Pass NÃO</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C8</td> <td>179</td> <td>101</td> <td>C1</td> </tr> <tr> <td>C7</td> <td>63</td> <td>21</td> <td>C2</td> </tr> <tr> <td>C6</td> <td>259</td> <td>214</td> <td>C3</td> </tr> <tr> <td>C5</td> <td>226</td> <td>196</td> <td>C4</td> </tr> </tbody> </table>		Variável		Skin Pass SIM	Skin Pass NÃO	C8	179	101	C1	C7	63	21	C2	C6	259	214	C3	C5	226	196	C4	<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="3">Teste-t: duas amostras em par para médias</th> </tr> <tr> <th colspan="3">Alfa = 0,05</th> </tr> <tr> <th></th> <th>Skin Pass SIM</th> <th>Skin Pass NAO</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Média</td> <td>182</td> <td>133</td> </tr> <tr> <td>Observações</td> <td>4</td> <td>4</td> </tr> <tr> <td>Desvio Padrão</td> <td>86</td> <td>90</td> </tr> <tr> <td>Stat t</td> <td>4,74</td> <td></td> </tr> <tr> <td>t crítico bi-caudal</td> <td>3,18</td> <td></td> </tr> </tbody> </table>		Teste-t: duas amostras em par para médias			Alfa = 0,05				Skin Pass SIM	Skin Pass NAO	Média	182	133	Observações	4	4	Desvio Padrão	86	90	Stat t	4,74		t crítico bi-caudal	3,18	
Variável																																																	
Skin Pass SIM	Skin Pass NÃO																																																
C8	179	101	C1																																														
C7	63	21	C2																																														
C6	259	214	C3																																														
C5	226	196	C4																																														
Teste-t: duas amostras em par para médias																																																	
Alfa = 0,05																																																	
	Skin Pass SIM	Skin Pass NAO																																															
Média	182	133																																															
Observações	4	4																																															
Desvio Padrão	86	90																																															
Stat t	4,74																																																
t crítico bi-caudal	3,18																																																

Figura 5.4: Teste-t da variação do limite de escoamento com amostras em paralelo comparando as variáveis (a) velocidade de trefilação; (b) boro; (c) "skin pass".

Este teste t é baseado na comparação dos valores dos parâmetros "stat t" e "t crítico bi-caudal". Para se ter uma diferença estatística entre as variáveis comparadas o valor, em módulo, do parâmetro "stat t" deve ser maior que o parâmetro "t crítico bi-caudal". Portanto, com 95% de certeza (alfa=0,05), as variáveis: boro e "skin pass" são estatisticamente diferentes, já a variável velocidade de trefilação não apresentou diferença estatística.

5.3. Índice de qualidade do ensaio de torção

Conforme comentado por GODECKI (1969): "a observação visual do teste de torção com base simplesmente no número total de voltas não fornece uma resposta decisiva em relação à delaminação. Análise somente do número de voltas pode gerar confusão desde que a delaminação geralmente sobrevive por várias voltas". Portanto foi necessário avaliar quais as variáveis resultantes são importantes em um ensaio de torção. Com isto foi construído um índice, aqui denominado Índice de Qualidade do ensaio de Torção (IQT).

O IQT foi desenvolvido para comparar as diversas condições de trefilação testadas, fazendo com que a resposta do ensaio de torção representasse melhor todas as condições, além de quantificar com mais clareza a presença de delaminação nos ensaios. O IQT varia de 0 a 100 pontos e o ensaio de cada amostra obedece à classificação mostrada na tabela III:

Tabela III: Divisão de pontuação do índice IQT.

IQT	
Item avaliado	Máximo de Pontos
Número de voltas	30
Tipo de fratura	30
Queda de Torque (kgf*cm)	20
Tamanho fluxo serrilhado (voltas)	20
Total	100

Ainda era necessário dividir os valores de cada item avaliado, por isto todos os ensaios realizados foram analisados. A seguir serão mostradas todas as divisões por item avaliado, a começar com o número de voltas que foi avaliado independente da presença ou não de delaminação. A maior pontuação possível de 30 pontos foi dada para ensaios de torção que apresentaram valores superiores a 40 voltas e, a partir daí, valores decrescentes de 5 pontos até atingir a pontuação mínima de 0. Esta subdivisão foi formada por faixas, conforme mostrado na tabela IV.

Tabela IV: Pontuação da variável “número de voltas” que compõem o IQT.

Número de Voltas	Pontos
> 40	30
30 a 39	25
20 a 29	20
10 a 19	15
0 a 9	10

Para avaliar o tipo de fratura um índice foi criado de maneira a englobar os trabalhos de GODECKI (1969), BROWNRIGG *et al.* (1981), LEFEVER *et al.* (1993), SU *et al.* (2000) e descritos na seção 3.2. A idéia inicial foi de pontuar somente fraturas dúcteis e frágeis, mas ao longo dos ensaios de torção diversas fraturas foram observadas com presença de fratura na garra, portanto, duas novas pontuações foram inseridas avaliando também estas observações. A descrição completa desta variável pode ser vista na tabela V, que vai de 45°, como a pior pontuação, a 90° como sendo a fratura desejável e com pontuação total.

Tabela V: Pontuação da variável “tipo de fratura” que compõem o IQT.

Tipo de Fratura	Pontos
90°	30
Garra a 90°	25
Garra a 45°	15
45°	5

Para a variável delaminação a avaliação foi realizada em duas variáveis importantes: queda de torque e tamanho do fluxo serrilhado. A variável “queda de torque” somente ocorre quando há delaminação e sua pontuação e é descrita na tabela VI.

Tabela VI: Pontuação da variável “queda de torque” que compõem o IQT.

Queda de Torque (kgf*cm)	Pontos
0	20
1 a 3	10
4 a 6	5
7 a 9	4
> 10	3

A variável “fluxo serrilhado” descreve o tamanho da variação do torque quando o ensaio apresenta delaminação. A tabela VII descreve a pontuação para esta variável.

Tabela VII: Pontuação da variável “tamanho do fluxo serrilhado” que compõem o IQT.

Tamanho do fluxo serrilhado (número de voltas)	Pontos
0	20
0,1 a 0,9	10
1,0 a 1,9	5
2,0 a 2,9	2
3,0 a 3,9	1
> 4,0	0

Um exemplo de ensaio que apresenta delaminação e, conseqüentemente, queda de torque e fluxo serrilhado são mostrados na figura 5.5, onde pode ser observado também que avaliando apenas o número de voltas no ensaio poderia haver um erro de avaliação, já que a amostra apresentou recuperação de torque (encruamento) após 16 voltas e somente rompeu por volta de 33 voltas.

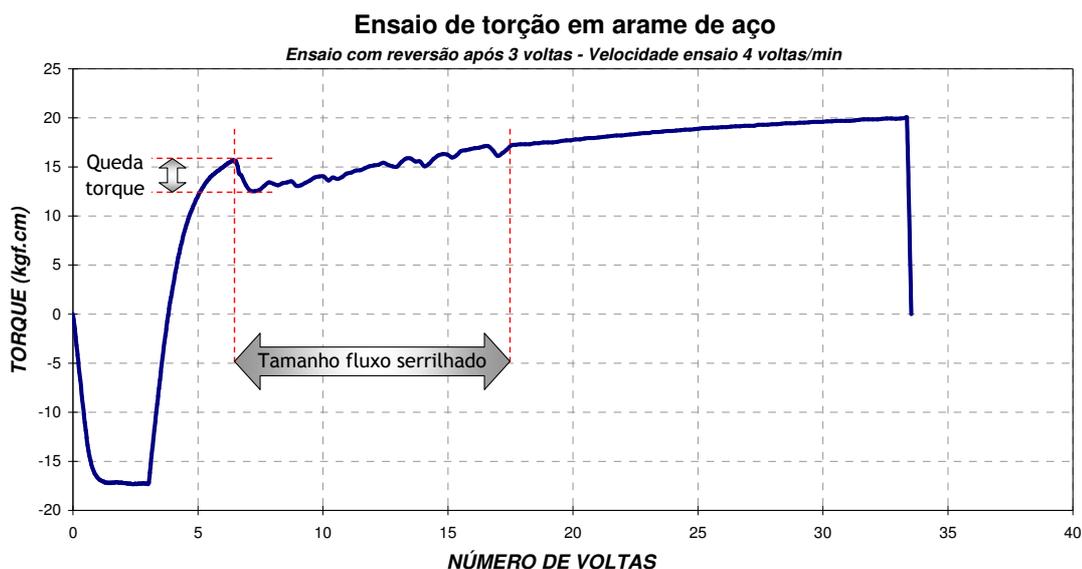


Figura 5.5: Ensaio de torção em arame que apresentou delaminação onde se pode medir a queda do torque e o tamanho do fluxo serrilhado.

A figura 5.6 mostra um resumo de todas as condições avaliadas e a nota média do IQT para cada condição, estes valores correspondem à média de pelo menos seis ensaios. A variabilidade de cada condição será avaliada posteriormente pelas variáveis: desvio padrão e sinal/ruído de Taguchi. A cada condição existe um retângulo informativo que lembra os níveis da variável na seguinte ordem: Velocidade de trefilação (5 e 12 m/s) / “Skin Pass” (SIM, + / NÃO, -) / Adição de boro (SIM, + / NÃO, -).

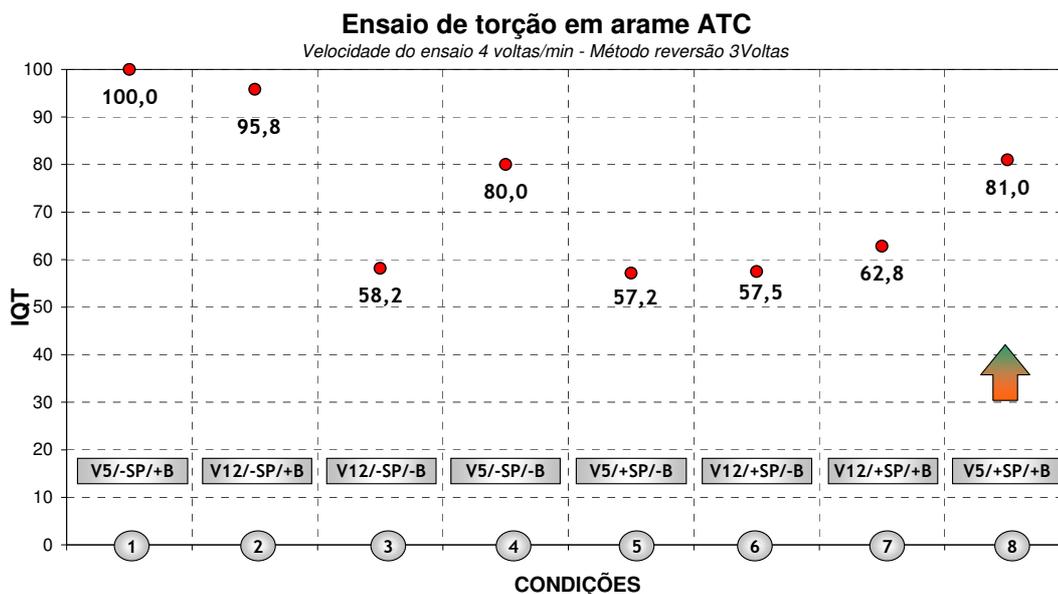


Figura 5.6: Resumo dos resultados obtidos no IQT.

A análise da figura 5.6 mostra que o desempenho das condições de 1, 2, 4 e 8 foram superiores às condições 3, 5, 6 e 7. As condições 1 e 2 foram as únicas que não apresentaram delaminação em nenhuma das amostras ensaiadas. O ganho de resposta ao ensaio de torção com a adição do boro, comparação das condições 3 e 2, é de 39,2% (58,2 para 95,8). O ganho com a diminuição de velocidade, comparação das condições 3 e 4, é de 38,7%. Não houve ganho com o uso do “skin pass”, comparação das condições 3 e 6, pois a condição 6 apresentou valor menor que a condição 3.

Um exemplo de teste de torção realizado nos arames de aço é mostrado na figura 5.7. Foi escolhida uma curva em duas condições para exemplificar o teste. Foram selecionadas a condição de melhor desempenho, condição 1, e a de pior desempenho, condição 5.

Analisando os blocos formados pelas três variáveis estudadas tem-se na figura 5.8 uma comparação entre condições com e sem “skin pass”, que é uma repetição da figura 5.6. Na figura 5.9 é mostrada a comparação entre as condições com e sem boro e na figura 5.10 comparação entre velocidade baixa e alta de trefilação.

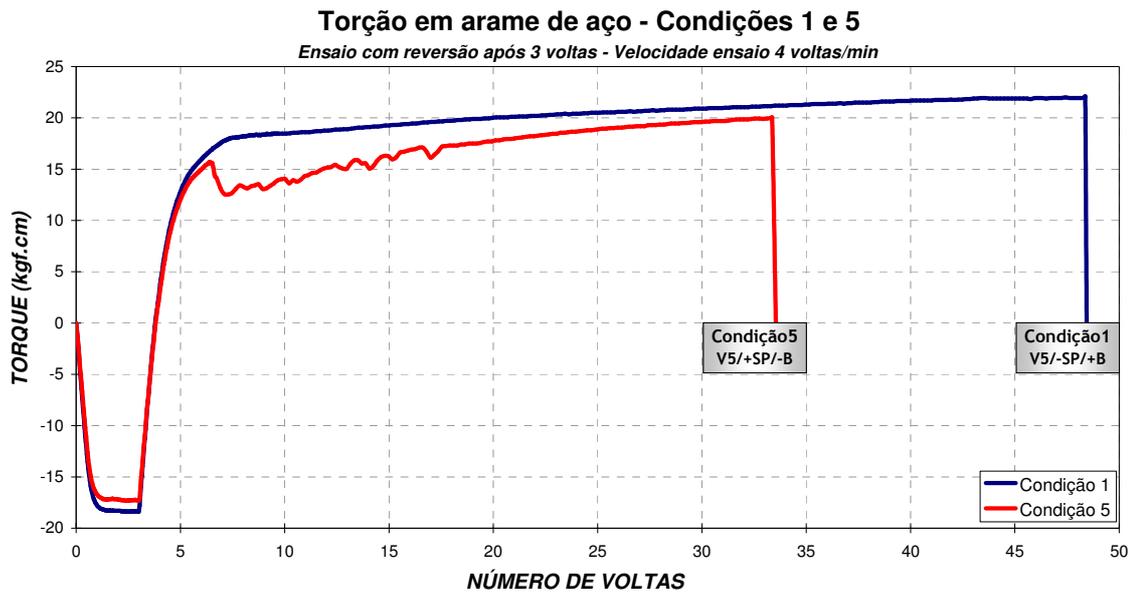


Figura 5.7: Exemplo de curva de torção em arames.

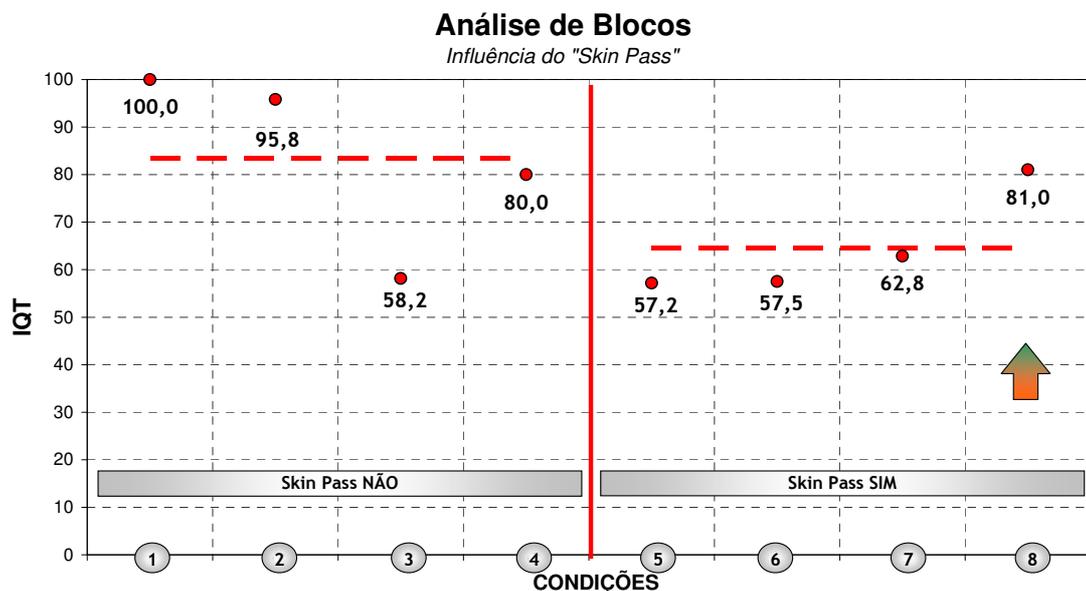


Figura 5.8: Análise de bloco das condições sem e com "skin pass".

Neste bloco a influência do "skin pass" foi negativa, já que para a maioria dos casos, com exceção da condição 3, as melhores condições foram as trefiladas com o plano de passes sem "skin pass". A linha pontilhada mostra a média dos valores da variável analisada.

Estes resultados não são compatíveis aos mostrados por ZELIN (2004) e NAGAO (2007), que afirmaram ter obtido melhoria na delaminação dos aços testados. Neste estudo o percentual de deformação no “*skin pass*” foi de 4% enquanto que este é o valor máximo citado pelos estudos realizados. Uma suposição é que esteja ocorrendo um nível de deformação tal que a geração de deslocamentos na superfície seja muito grande fazendo com que o efeito da delaminação seja mais pronunciado.

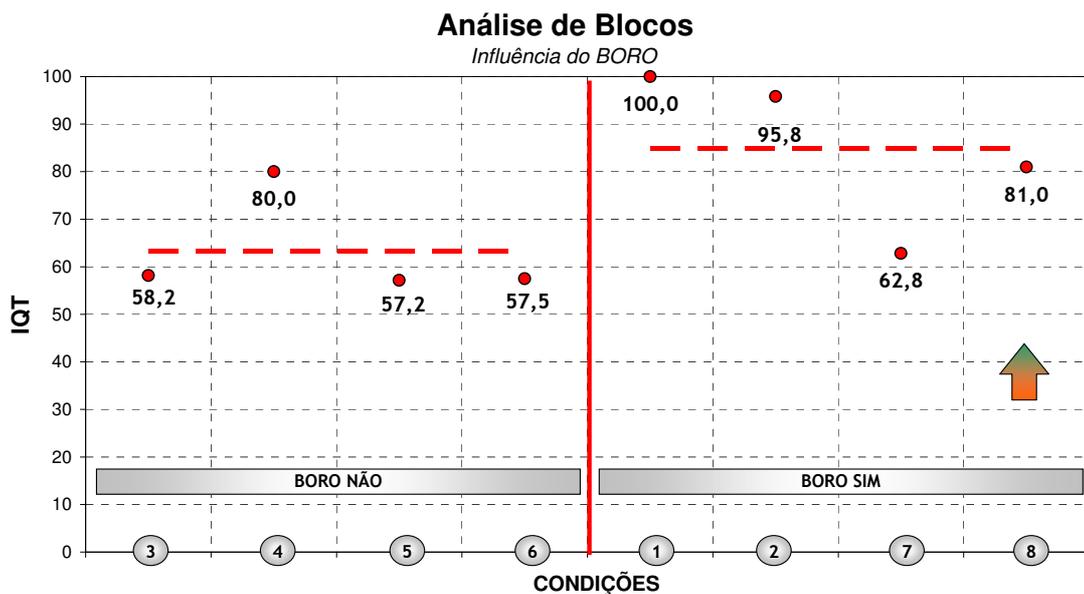


Figura 5.9: Análise de bloco das condições sem e com adição de boro.

Analisando somente a influência do boro, para a maioria dos casos, sua presença melhorou significativamente o desempenho do aço. Este efeito é similar ao encontrado na literatura e discutido por COE *et al.* (2006), NAGAO (2003) e MAKKI *et al.* (2001). Todos os estudos afirmam que a presença do boro é um fator de melhoria da processabilidade, seja pelo efeito da minimização do teor de nitrogênio livre ou mesmo pela inibição da formação da ferrita.

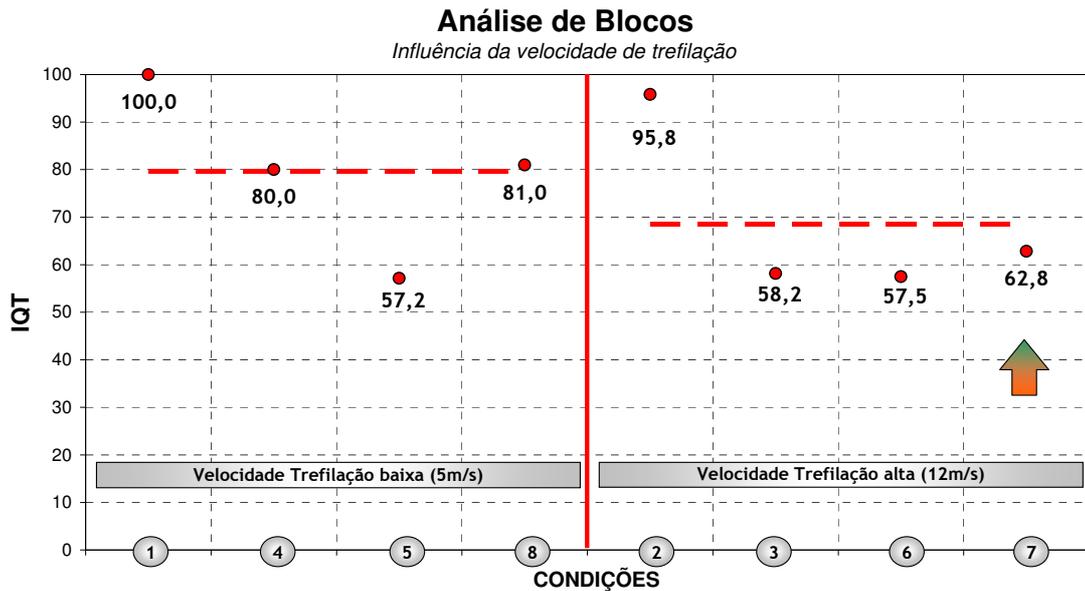


Figura 5.10: Análise de bloco das condições com velocidade baixa e alta de trefilação.

Para velocidades de trefilação mais baixas os resultados do IQT foram melhores. Como todas as análises de bloco apresentaram pelo menos um valor que destoou das médias da condição, é prudente afirmar que a análise dos blocos em separado precisa ser complementada, já que as variáveis interagem entre si influenciando no resultado.

Uma análise mais profunda dos resultados e um bom método para isto é a análise de Taguchi, como realizado na análise das propriedades mecânicas.

A figura 5.11 mostra o diagrama balanceado para os valores da média de todas as condições em cada variável, da mesma forma que foi realizada para as propriedades mecânicas, assim a melhor condição da análise dos resultados é a que maximiza o IQT, ou seja: V_{TREF} -baixa, Boro SIM, "skin pass" NÃO. Este resultado é a descrição da condição 1.

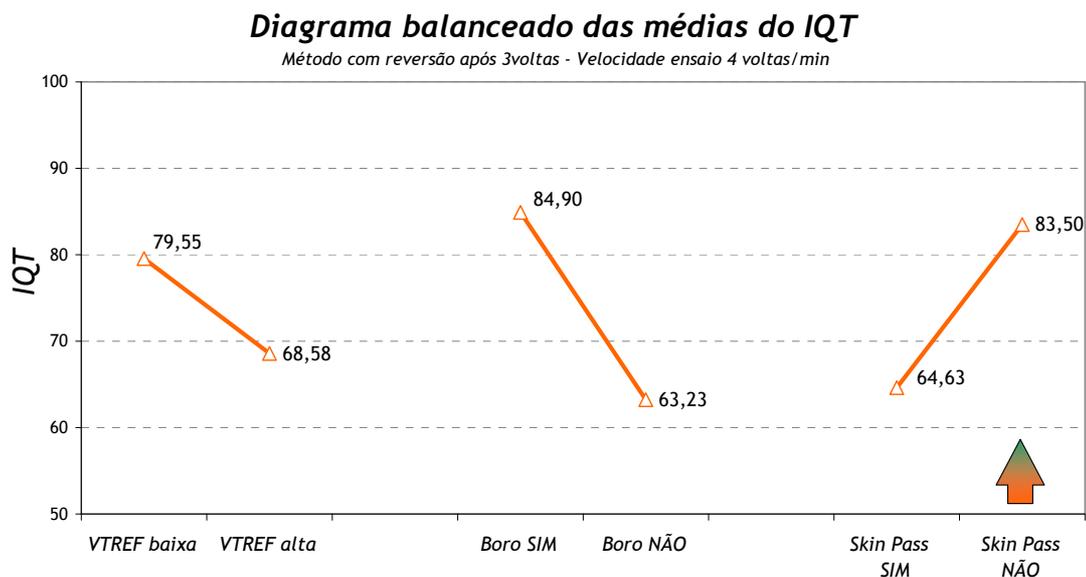


Figura 5.11: Diagrama balanceado das médias do IQT para as variáveis estudadas.

Da mesma forma que a análise da variação do limite de escoamento, é necessária a verificação das diferenças estatísticas entre as condições. Também foi escolhido o teste t com amostras em pares e o resultado da comparação é mostrado na figura 5.12.

Novamente utilizando os parâmetros “stat t” e “t-crítico bi-caudal”, conforme procedimento realizado para comparação da variação do limite de escoamento, é possível notar nesta comparação que apenas a variável boro, com 95% de certeza, é estatisticamente diferente. Para as outras variáveis, “skin pass” e velocidade de trefilação, a 95% de certeza não é possível afirmar que são diferentes.

Índice Qualidade Torção																																									
		<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Variável</th> </tr> <tr> <th>V_{TREF} baixa</th> <th>V_{TREF} alta</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C1</td> <td>100,0</td> </tr> <tr> <td>C4</td> <td>80,0</td> </tr> <tr> <td>C5</td> <td>57,2</td> </tr> <tr> <td>C8</td> <td>81,0</td> </tr> </tbody> </table>		Variável		V _{TREF} baixa	V _{TREF} alta	C1	100,0	C4	80,0	C5	57,2	C8	81,0	<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">V_{TREF} baixa</th> <th colspan="2">V_{TREF} alta</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C2</td> <td>95,8</td> <td>C2</td> <td>79,55</td> </tr> <tr> <td>C3</td> <td>58,2</td> <td>C3</td> <td>68,58</td> </tr> <tr> <td>C6</td> <td>57,5</td> <td>C6</td> <td>4</td> </tr> <tr> <td>C7</td> <td>62,8</td> <td>C7</td> <td>2,05</td> </tr> <tr> <td></td> <td></td> <td></td> <td>3,18</td> </tr> </tbody> </table>		V _{TREF} baixa		V _{TREF} alta		C2	95,8	C2	79,55	C3	58,2	C3	68,58	C6	57,5	C6	4	C7	62,8	C7	2,05				3,18
Variável																																									
V _{TREF} baixa	V _{TREF} alta																																								
C1	100,0																																								
C4	80,0																																								
C5	57,2																																								
C8	81,0																																								
V _{TREF} baixa		V _{TREF} alta																																							
C2	95,8	C2	79,55																																						
C3	58,2	C3	68,58																																						
C6	57,5	C6	4																																						
C7	62,8	C7	2,05																																						
			3,18																																						
<p>Teste-t: duas amostras em par para médias Alfa = 0,05</p>																																									
		<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Variável</th> </tr> <tr> <th>Boro SIM</th> <th>Boro NÃO</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C1</td> <td>100,0</td> </tr> <tr> <td>C2</td> <td>95,8</td> </tr> <tr> <td>C8</td> <td>81,0</td> </tr> <tr> <td>C7</td> <td>62,8</td> </tr> </tbody> </table>		Variável		Boro SIM	Boro NÃO	C1	100,0	C2	95,8	C8	81,0	C7	62,8	<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Boro SIM</th> <th colspan="2">Boro NAO</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C4</td> <td>80,0</td> <td>C4</td> <td>84,90</td> </tr> <tr> <td>C3</td> <td>58,2</td> <td>C3</td> <td>63,23</td> </tr> <tr> <td>C5</td> <td>57,2</td> <td>C5</td> <td>4</td> </tr> <tr> <td>C6</td> <td>57,5</td> <td>C6</td> <td>3,26</td> </tr> <tr> <td></td> <td></td> <td></td> <td>3,18</td> </tr> </tbody> </table>		Boro SIM		Boro NAO		C4	80,0	C4	84,90	C3	58,2	C3	63,23	C5	57,2	C5	4	C6	57,5	C6	3,26				3,18
Variável																																									
Boro SIM	Boro NÃO																																								
C1	100,0																																								
C2	95,8																																								
C8	81,0																																								
C7	62,8																																								
Boro SIM		Boro NAO																																							
C4	80,0	C4	84,90																																						
C3	58,2	C3	63,23																																						
C5	57,2	C5	4																																						
C6	57,5	C6	3,26																																						
			3,18																																						
<p>Teste-t: duas amostras em par para médias Alfa = 0,05</p>																																									
		<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Variável</th> </tr> <tr> <th>Skin Pass SIM</th> <th>Skin Pass NÃO</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C8</td> <td>81,0</td> </tr> <tr> <td>C7</td> <td>62,8</td> </tr> <tr> <td>C6</td> <td>57,5</td> </tr> <tr> <td>C5</td> <td>57,2</td> </tr> </tbody> </table>		Variável		Skin Pass SIM	Skin Pass NÃO	C8	81,0	C7	62,8	C6	57,5	C5	57,2	<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Skin Pass SIM</th> <th colspan="2">Skin Pass NAO</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C1</td> <td>100,0</td> <td>C1</td> <td>64,63</td> </tr> <tr> <td>C2</td> <td>95,8</td> <td>C2</td> <td>83,50</td> </tr> <tr> <td>C3</td> <td>58,2</td> <td>C3</td> <td>4</td> </tr> <tr> <td>C4</td> <td>80,0</td> <td>C4</td> <td>-2,80</td> </tr> <tr> <td></td> <td></td> <td></td> <td>3,18</td> </tr> </tbody> </table>		Skin Pass SIM		Skin Pass NAO		C1	100,0	C1	64,63	C2	95,8	C2	83,50	C3	58,2	C3	4	C4	80,0	C4	-2,80				3,18
Variável																																									
Skin Pass SIM	Skin Pass NÃO																																								
C8	81,0																																								
C7	62,8																																								
C6	57,5																																								
C5	57,2																																								
Skin Pass SIM		Skin Pass NAO																																							
C1	100,0	C1	64,63																																						
C2	95,8	C2	83,50																																						
C3	58,2	C3	4																																						
C4	80,0	C4	-2,80																																						
			3,18																																						
<p>Teste-t: duas amostras em par para médias Alfa = 0,05</p>																																									

Figura 5.12: Teste-t do índice IQT com amostras em paralelo comparando as variáveis (a) velocidade de trefilação; (b) boro; (c) “skin pass”.

Outra variável importante do resultado é o desvio padrão, mostrado na figura 5.13. A avaliação das condições não mostrou grandes diferenças entre as condições analisadas e para a variável boro a variação foi mínima entre os níveis, além de possuir o menor resultado de variabilidade.

O desvio padrão das condições analisadas foi: (1) V_{TREF}baixa=23,4, V_{TREF}alta=23,2; (2) BORO_{SIM}=20,5, BORO_{NÃO}=20,4; (3) “Skin Pass”_{SIM}=20,9, “Skin Pass”_{NÃO}=22,4. A avaliação das condições não mostrou grandes diferenças entre as condições analisadas e que para a variável boro, a variação foi mínima entre os níveis, além de ter sido obtido o menor resultado de variabilidade.

Outra variável analisada foi o sinal-ruído de Taguchi. A relação Sinal/Ruído é uma medida da variabilidade do desempenho do teste. Como se espera maximizar o sinal e minimizar o ruído a equação considerada aqui é a descrita por Taguchi como “maior é melhor”, como segue:

$$S / R = -10 \log \left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \right) \quad (5.1)$$

A relação S/R (Sinal/Ruído) para “maior é melhor” é fácil de ser calculada, cada resultado do teste de torção está associado a uma equação. O cálculo foi realizado utilizando os valores encontrados de IQT nas condições avaliadas e pode ser observado na figura 5.13.

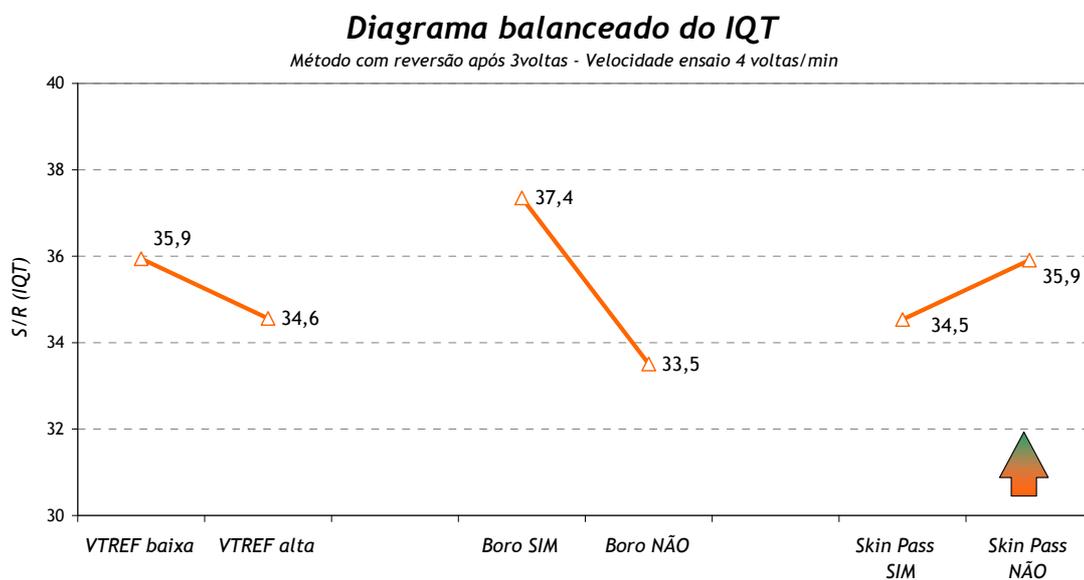


Figura 5.13: Diagrama balanceado do sinal-ruído de Taguchi para o IQT das variáveis estudadas.

A condição que maximiza o valor de S/R é a composta pelos seguintes níveis: V_{TREF} baixa; Boro SIM; “Skin Pass” NÃO. Este conjunto novamente reproduz a condição 1 como a melhor, conforme mostrado pelo IQT anteriormente.

6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste estudo dão suporte às seguintes conclusões sobre o efeito do boro e das condições de trefilação na delaminação de aços perlíticos:

- O boro foi efetivo para minimizar o fenômeno de delaminação no aço perlítico estudado. O aumento de processabilidade medido pelo ensaio de torção e mostrado pelo diagrama balanceado foi comprovado pelo teste estatístico de médias, mostrando também que sua efetividade está ligada a outras variáveis, principalmente velocidade de trefilação. Apesar disto, o ganho somente com a adição de boro, avaliado pelo IQT, mostrou ser muito interessante do ponto de vista de diminuição da ocorrência de delaminação e melhoria do desempenho no teste de torção.
- A velocidade de trefilação e o plano de passe “*skin pass*” tiveram um efeito secundário na delaminação de aços perlíticos. Do ponto de vista de análise estatística a variável velocidade de trefilação só se mostrou eficiente na análise de blocos, mas no nível de confiança do teste adotado ($\alpha=0,05$) não foi observada diferença significativa entre os níveis desta variável na redução de delaminação do aço estudado. O mesmo ocorreu para a variável “*skin pass*”, onde as melhores condições de torção foram obtidas sem a utilização desse plano de passe. A seguinte consideração pode ser feita sobre esta variável: a literatura relata que este tipo de passe de trefilação deve ter seu valor máximo em 4% de redução de área e este foi o valor utilizado. Este valor de deformação pode ter sido alto para esta configuração de passe testada e que esteja nucleando mais deslocações e potencializando o efeito do envelhecimento na superfície do arame onde a delaminação ocorre.
- A adoção do índice IQT como ferramenta de análise se mostrou eficiente, por ser uma ferramenta de fácil visualização e entendimento.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BORATTO, F., WEIDIG, C., GARCIA, J., TEIXEIRA, J. Desenvolvimento de aço alto teor de carbono com ductilidade elevada após envelhecimento pós- trefilação. In: 53º Congresso anual ABM, setembro 1998, Belo Horizonte. Anais.

BUONO, V.T.L. Estudo da cinética de envelhecimento após deformação em aços perlíticos trefilados através de propriedades físicas e mecânicas. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1995. 250p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica).

BUONO, V.T.L., GONZALEZ, B.M., LIMA, T.M., ANDRADE, M.S. Measurement of fine pearlite interlamellar spacing by atomic force microscopy. *Journal of Materials Science*, v.32, p1005 – 1008, 1997.

BUONO, V.T.L., GONZALEZ, B.M., ANDRADE, M.S. Kinetics of Strain Aging in Drawn Pearlitic Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.29, p1415 – 1423, 1998.

BROWNRIGG, A., BOELEN, R., TOYAMA, .M. Delamination of hard drawn eutectoid steel wires. *Proceedings of 6th International Conference on Fracture*, p1431 – 1438, 1984.

CASTRO, C.S.B. Envelhecimento após deformação em fio máquina de aço perlítico. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1998. 81p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

COE, C.L., GORDON, A.T. *Method for making strain aging resistant steel*. US2006/0124208. 27 jun. 2006.

CHOO, W.Y., BAE, C.M. Drawing behavior of pearlitic steel wire rods controlled by Boron addition in medium carbon steel. *ISIJ International*, Vol. 42, p 47 – 51, 2002.

CHOWN, L.H., CORNISH, L.A. Investigation of hot ductility in Al-killed boron steels. *Materials Science and Engineering A*, p263 – 275, 2008.

FUJITA, T. *Method of cooling steel wire*. US3973426. KOBE STEEL. 10 ago. 1976.

GODECKI, L. Phenomena associate with the torsional deformation of steel wires. *Wire Industry*, October, 1971.

GODECKI, L. The delamination of spring wires during torsion testing - part 1 to 5. *Wire Industry*, Janeiro a Junho 1969.

GOLIS, B., PILARCZYK, J.W., DYJA, H., BLAZEJOWSKI, Z. Steel tire cord technology. *Wire Association International*, pag-92 – 101, 1999.

KRAUSS, G. High-Carbon Steels: Fully Pearlitic Microstructures and Applications Steels. In: STEELS: PROCESSING, STRUCTURE, AND PERFORMANCE, ASM, 2005.

LEFEVER, I., RAEMDONCK, W.V., D'HAENE, U. Torsion tests as a tool for high strength wire evaluation. In: 63rd ANNUAL CONVENTION WIRE ASSOCIATION INTERNATIONAL, p 22–33, 1993.

LEFEVER, I., D'HAENE, U., RAEMDONCK, W.V., AERNOUDT, E., HOUTTE, P.V., SEVILLANO, J.G. Modeling of the delamination of high strength steel wire. *Wire Journal*, p 90 – 95, 1998.

LESLIE, W.C. The Physical Metallurgy of Steels, Class Notes and lecture material, web:http://www.tech.plym.ac.uk/sme/interactive_resources/tutorials/FailureAnalysis/Undercarriage_Leg/Steel_Metallurgy_Ohio-State.pdf.

LÓPEZ-CHIPRES, E., MEJÍA, I., MALDONADO, C. BEDOLLA-JACUINDE, A., CABRERA, J.M. Hot ductility of Boron microalloyed steels. *Materials Science and Engineering*, p 464 – 470, 2007.

MAKKI, K. *High carbon steel wire superior in resistance to longitudinal cracking*. US6322641. KOBE STEEL. 27 nov. 2001.

MARCHI, L.A. Variação da redução de área na estrição com o tempo, em condições isotérmicas, em um aço médio-alto teor de carbono. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2005. 65p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

NAGAO, M.. Wire rod for drawing superior in twisting characteristics and method for production thereof. US6645319. KOBE STEEL. 11 nov. 2003.

NAGAO, M.. Very thin, high carbon steel wire and method of producing same. US7258756. KOBE STEEL. 21 ago. 2007.

NAM, W.J., LEE, C.S., BAE, C.M. Effect of interlamellar spacing on the delamination of pearlitic steel wires. *Scripta Materialia*, v.35, n°5, p641 – 646, 1996.

NAM, W.J., BAE, C.M., OH, S.J., KWON, S.J. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Materialia*, v.22, p457 – 463, 1999.

NAM, W.J., SONG, H.R., BAE, C.M. Effect on microstructural features on ductility of drawn pearlitic carbon steel. *ISIJ International*, v.45, p1205 – 1210, 2005.

OLIVEIRA, W.C. Influência do cromo no envelhecimento após deformação em fios de aço perlítico. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2003. 79p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

PARK, D.B., KANG, E. G., NAM, W.J. The prediction of occurrence of the delamination in cold drawn hyper-eutectoid steel wires. *Journal of Materials Processing Technology*, p 178 – 181, 2007.

ROBONYI, A. Drawing of unalloyed steel wires under optimum conditions. *Wire World International*, Vol. 29, pp. 116 –118, 1987.

SHIMIZU, K., KAWABE, N. Size Dependence of Delamination of High-carbon Steel Wire. *ISIJ International*, Vol. 41, n. 2, pp. 183–191, 2001.

SHIMIZU, K., KAWABE, N. Fracture mechanics aspects of delamination occurrence in high carbon steel wire. *WIRE JOURNAL*, março, pp. 88–97, 2002.

SILVEIRA, G.J.H. Influência do boro na trefilabilidade de aços alto carbono. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1991. 106p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

SU, Y.Y., SHEMENSKI, R. M. Torsion test: in-depth characterization and microscopic analysis. *Wire Journal*, p 128 – 139, 2000.

TARUI, T., TAKAHASHI, J., TASHIRO, H., MARUYAMA, N., NISHIDA, S., OCHIAI, I., OHASHI, S. Strengthening of steel wire of tire cord. *Nippon Steel Technical Report*, n°64, pp. 45 – 49, 1995.

TARUI, T., TASHIRO, H., NISHIDA, S., OHASHI, S., SASAKI, S., YOSHIE, A. DEMACHI, H. Ultra high tensile strength steel cord. *Nippon Steel Technical Report*, n°80, pp. 38 – 43, 1999.

TARUI, T., TASHIRO, H. State of the Art for High Tensile Strength Steel Cord. *Nippon Steel Technical Report*, n°88, pp. 87 – 91, 2003.

TARUI, T., TAKAHASHI, J., TASHIRO, H., MARUYAMA, N., NISHIDA, S. Microstructure control and strengthening of high-carbon steel wire. *Nippon Steel Technical Report*, n°91, pp. 56 – 61, 2005.

TORIBIO, J., OVEJERO, E. Effect of cumulative cold drawing on the pearlite interlamellar spacing in eutectoid steel. *Scripta Materialia*, v.39, p323 – 328, 1998.

UMEMOTO, M., TODAKA, Y., TSUCHIYA, K. Mechanical properties of cementite and fabrication of artificial pearlite, *Material Science Forum*, vol. 426-432, p 859-864, 2003.

VALLE, G.E., SHORT, R. Design and development of an economical torsion test machine, *ASEE New England Section Annual Conference*, 2006.

YAMADA, Y., KAWAKAMI, H. NAKAMURA, Y., TSUJI, K. Strain aging of high carbon steel wires. *Wire*, p 122 – 124, 1983.

ZELIN, M. Microstructure evolution in pearlitic steels during wire drawing. *ACTA MATERIALIA*, Vol. 50, p 4431 – 4447, 2002.

ZELIN, M. *Drawing of the steel wire*. GOODYEAR, USA. US6715331. 6 abr. 2004.

ZELIN, M. *High strength, high carbon steel wire*. GOODYEAR, USA. US6949149. 27 set. 2005.