

**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS - PPGEM**

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE NITROGÊNIO NA TREFILAÇÃO DE AÇO
EQUIVALENTE AO ABNT 1013**

**ALEXANDRE ERNESTO EDER
ENGENHEIRO METALÚRGICO**

**Porto Alegre
2006**

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Metalurgia Física

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-graduação.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Antônio Cezar Faria Vilela – PPGEM UFRGS

Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kiewtniewski - UCS

Prof. Dr. Luiz Henrique de Almeida – COPPE - UFRJ

Prof. Dr. Antônio Cezar Faria Vilela

Coordenador do PPGEM

Agradecimentos

Agradeço primeiramente à minha esposa pela cobrança e estímulo sadios e também aos meus pais pelo carinho e incentivo.

Este trabalho só foi possível ser concluído em virtude do apoio e participação de várias pessoas.

Agradeço à Siderúrgica Riograndense pela oportunidade de desenvolvimento profissional e capacitação técnica e pelo estímulo em dar continuidade aos estudos.

Ao Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS pela disponibilidade de recursos e suporte técnico.

Ao Dr. Eng. Afonso Reguly pelo suporte técnico, paciência, objetividade e simplicidade nas suas colocações, além da dedicada orientação que foi me dada.

Aos colegas do laboratório metalúrgico e químico da Gerdau Riograndense pelo auxílio na execução dos ensaios.

Ao colega Luciano Ramos Marques e Douglas Froes pelo apoio decisivo na coleta de dados e amostras do processo produtivo.

Ao amigo Charles Kuhn pela execução dos testes no Lamef.

Aos demais colegas da Gerdau Riograndense pelo apoio e estímulo diário e em especial ao colega e antigo chefe Luiz Fernando A. Carvalho que sempre me estimulou e apoiou na conclusão deste trabalho e que me ensina até hoje, mesmo à distância, os atalhos do dia –a- dia.

INDICE

Lista de Figuras.....	vi
Lista de Tabelas.....	viii
Lista de Símbolos.....	ix
Resumo.....	xi
Abstract.....	xii
1 - INTRODUÇÃO	1
2 - REVISÃO DA LITERATURA.....	3
2.1. Processo de Trefilação.....	3
2.1.1 Propriedades mecânicas na trefilação.....	6
2.2 Processo de Decapagem.....	8
2.2.1 Decapagem Química.....	8
2.2.2 Decapagem Mecânica.....	10
2.3 Lubrificação.....	12
2.3.1 Lubrificação Inicial do FM.....	12
2.3.2 Lubrificação de Arames.....	13
2.3.3 Seleção e Tipos de Lubrificantes.....	15
2.4 Quebras Durante o Processo de Trefilação.....	19
2.4.1 Quebras do tipo “Taça Cone ”ou “ Center Bursting ”.....	23
2.4.2 Quebras do tipo “Pé de Corvo”.....	26
2.5 Envelhecimento Estático e Dinâmico em Aços.....	27
2.5.1 Efeito de Elementos Intersticiais e Substitucionais.....	31
2.5.2 Efeito da Temperatura no Envelhecimento dos Aços.....	36
3 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	39
3.1 – Material.....	40
3.2 – Equipamentos utilizados.....	40
3.2.1 - Análise Química.....	40
3.2.2 - Caracterização microestrutural.....	41
3.2.3 – Ensaio de enrolamento.....	42
3.3 Descrição dos ensaios realizados.....	42
4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	46
4.1 - Caracterização do material trefilado entre passes	46
4.1.1 Análise química.....	46
4.1.2 Análise microestrutural das amostras.....	46
4.1.3 Propriedades mecânicas.....	51
4.2 – Efeito do teor de N no ensaio de tração a quente	53
4.2.1 - Propriedades mecânicas.....	54
4.3 – Análise de enrolamento das amostras.....	60
4.4 –Análise das quebras por tonelada do material trefilado.....	63
5 – CONCLUSÕES.....	65
6 – SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	67
7 - REFERENCIAS.....	69

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Fieiras usadas na fabricação de arames de aço carbono.....	5
Figura 2.2 – Fluxo de um trefilaria, destacando todas as etapas do processo de trefilação.....	7
Figura 2.3 – Variação das propriedades mecânicas com a trefilação.....	8
Figura 2.4 – Influência da temperatura e concentração de ácido durante a decapagem com H_2SO_4	10
Figura 2.5 – Decapador por flexão trabalhando antes do primeiro passe de trefilação	12
Figura 2.6 – Comportamento prático do lubrificante durante o processo de trefilação	15
Figura 2.7– Lugares preferenciais de início de propagação de trincas. Aspecto de fratura frágil no caso (a) e fratura dúctil no caso (b).....	21
Figura 2.8 – Formação do defeito central burst.....	24
Figura 2.9 – Zonas aonde acontecem três processos distintos dentro de uma fieira, a lubrificação, redução e acabamento.....	25
Figura 2.10 – Relações ideais entre o ângulo de fieira e a redução de área para não haver a formação de defeitos tipo central burst.....	26
Figura 2.11 – Demonstração da evolução do defeito tipo “pé de corvo”, até a ruptura do material.....	27
Figura 2.12 – Exemplo do fenômeno do envelhecimento dinâmico a várias temperaturas de um aço AISI 1020.....	30
Figura 2.13 – Bloqueio do movimento de discordâncias por átomos intersticiais, como por exemplo, C e N.....	37
Figura 3.1 – Demonstração do ensaio de enrolamento de um material, ao redor do seu próprio eixo, com o auxílio de uma “chave” apropriada e de uma morsa.....	43
Figura 3.2 – Metodologia usada no trabalho.....	46

Figura 4.1 – Microestrutura da região longitudinal do FM 5,48mm ou P0 (Passe 0) e TG ASTM 8. (200x).....	48
Figura 4.2 – Microestrutura da região longitudinal de um arame com dimensional de 4,09mm ou P2 (Passe 2), com taxa de encruamento de 50%. (200x).....	49
Figura 4.3 – Microestrutura da região longitudinal do arame com bitola de 3,62mm ou P3 (Passe 3), com taxa de encruamento de 70%. (200x).....	50
Figura 4.4 – Microestrutura da região longitudinal do P4 (Passe 4). Arame com dimensional de 3,24mm, com taxa de encruamento de 80%. (200x).....	51
Figura 4.5 - Resultado do alongamento em função da redução de área no processo de trefilação.....	53
Figura 4.6 – Curva de tensão x deformação em função das reduções de área durante a trefilação do material estudado.....	54
Figura 4.7 - Variação da Tensão de escoamento e da Tensão de Ruptura da amostra N1, em função do aumento de temperatura.....	56
Figura 4.8 – Variação da Tensão de escoamento e da Tensão de Ruptura da amostra N2, em função do aumento de temperatura.....	57
Figura 4.9 – Variação da Tensão de escoamento e da Tensão de Ruptura da amostra N3, em função do aumento de temperatura.....	58
Figura 4.10 – Gráfico que demonstra a variação da Tensão de escoamento em função do aumento de temperatura, das três amostras estudadas.....	59
Figura 4.11 – Gráfico que demonstra a variação da Tensão de Ruptura em função do aumento de temperatura, das três amostras estudadas.....	60
Figura 4.12 – Foto do resultado do ensaio de enrolamento da amostra N1.....	61
Figura 4.13 – Resultado do ensaio de enrolamento da amostra N2.....	62
Figura 4.14 – Resultado do ensaio de enrolamento da amostra N3, que demonstra o rompimento do material após dobramento.....	63
Figura 4.15 – Gráfico que demonstra a variação do número de quebras por tonelada de cada amostra estudada e também a média geral mensal deste produto.....	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Seleção de lubrificantes para trefilação a seco.....	17
Tabela 2.2: Tamanho atômico de elementos não metálicos no ferro.....	33
Tabela 2.3: Composição química em % em peso.....	36
Tabela 3.1: Composição química padrão do aço GG1013-A equivalente a um aço ABNT 1013 (% em peso)	41
Tabela 3.2 – Redução da bitola do arame em cada passe de trefilação, tendo como base o passe inicial (redução de área acumulativa)	45
Tabela 4.1 – Composição química do aço GG 1013 A, equivalente a um aço ABNT 1013 (% em massa e teor de N em ppm)	47
Tabela-4.2 – Resultado das propriedades mecânicas a cada passe de trefilação	52
Tabela 4.3: Composição química do aço GG 1013 A, equivalente a um aço ABNT 1013 (% em massa e o teor de N em ppm)	54
Tabela 4.4 – Resultado das propriedades mecânicas a cada temperatura sendo T em °C e σ_e e σ_r em (Kgf/mm ²).....	55

LISTA DE SÍMBOLOS

HCl	Acido Clorídrico
BTC	Baixo teor de Carbono
σ_c	Tensão Limite para ruptura do material [MPa]
ϵ_c	Deformação Limite para ruptura do material [MPa]
Δ	Parâmetro Delta
σ_y	Limite de Escoamento em aço ferrítico-perlítico [MPa]
σ_a	Limite de Escoamento em aço ferrítico [MPa]
σ_p	Limite de Escoamento em aço perlítico [MPa]
EE	Envelhecimento Estático
ED	Envelhecimento Dinâmico
q/t	Quebras por tonelada produzida
ARBL	Aços Alta Resistência e Baixa Liga
α	Ferrita
γ	Austenita
ppm	Partes por milhão
σ_e	Tensão de Escoamento [MPa]
σ_r	Tensão de Ruptura [MPa]
FM	Fio Máquina
SR	Siderúrgica Riograndense
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS

UFRGS.....	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
BN.....	Nitreto de Boro
AlN.....	Nitreto de Alumínio
NbN.....	Nitreto de Nióbio
TiN.....	Nitreto de Titânio
VC.....	Carboneto de Vanádio
VN.....	Nitreto de Vanádio
ZAC.....	Zona Afetada pelo Calor
Vs.....	Versus
GG.....	Grupo Gerdau
TG.....	Tamanho de Grão
TA.....	Temperatura Ambiente

RESUMO

Neste trabalho, estudou-se o efeito do N no comportamento de ruptura de arames durante o processo de trefilação de um aço equivalente ao ABNT 1013. Inicialmente, caracterizaram-se as propriedades mecânicas do mesmo após cada passe de trefilação, ou seja, da bitola inicial até o diâmetro final do produto. Após este estudo inicial, escolheu-se três aços com teores de nitrogênio de 96ppm, 122ppm e 166ppm para ensaios de tração à quente no intuito de verificar um possível envelhecimento, desempenho no ensaio de dobramento e também para avaliar a performance no processo produtivo, ou seja, a sua trefilabilidade. Estes aços foram ensaiados nas temperaturas ambiente, 50, 100 e 200°C. O resultado de trefilabilidade foi medido através do número de interrupções devido a quebra de arames dividido pela tonelada de material produzido. Os resultados obtidos no presente estudo nos apontam que, conforme aumenta o teor de N presente no aço, se tem um aumento nas propriedades mecânicas e também na susceptibilidade ao rompimento durante o teste de dobramento, além de um aumento no número de quebras por tonelada de material produzido, o que vai de acordo com a experiência operacional de perda na trefilabilidade. Já em relação ao envelhecimento, foi observado que as alterações nas propriedades mecânicas não foram significativas o bastante para caracterizá-lo, levando em conta as referidas temperaturas, aço estudado e as condições de ensaios propostas no trabalho.

ABSTRACT

This work studied the effect of N additions on rupture that occurs during the wire drawing operation of ABNT 1013 steel. Initially the mechanical properties of the ABNT 1013 steel were evaluated after each step of the drawing sequence. After this initial evaluation three different N content, 96ppm, 122ppm and 166ppm, and temperatures ranging from room temperature up to 200°C were tested to evaluate its influence on the ruptures/tons ratio during the drawing process, the bending test and on the strain aging effect at those temperatures. The results showed a relationship between the N content and the number of ruptures per ton of processed material, ratifying the practical empirical knowledge of a decrease in the drawability with increasing N levels. Higher N content also resulted in higher mechanical properties and specimens ruptures during the bending tests. The specimens with different levels of N contents did not show a significant increase in the mechanical properties at that temperature range, indicating no strain aging effect for the steels and tests conditions evaluated.

1 - INTRODUÇÃO

A busca constante de custos competitivos por parte da indústria é uma questão de sobrevivência nos negócios, pois o preço internacional das commodities é ditado pelo mercado e não pela indústria. Em função disso, as empresas estão sendo cada vez mais desafiadas na busca de menores prazos de produção, submetidas aos mais rigorosos e exigentes padrões de qualidade nacionais e internacionais e na eterna busca pelo menor custo de produção aliado à alta produtividade.

Por todo esse cenário atual, as empresas do ramo siderúrgico e em particular as trefilarias de aços, vêm já há alguns anos, empregando formas de redução de custos nos seus processos. Uma destas formas adotadas é diminuindo o número de interrupções das máquinas durante a operação. O nitrogênio, que para muitos é indesejado no aço, pode ser um aliado importante para atingir as propriedades mecânicas desejadas no produto final, no nosso caso tratando-se de arames, desde que bem usado e controlado. Estes arames, fabricados com aço similar ao ABNT 1013, podem sofrer ou não tratamento superficial após trefilação, e são muito usados em diversas aplicações, como por exemplo, em alças de balde ou lata, rolos de pintura, na fabricação de parafusos e pregos, em cercas de pastagens, em enfardamento de papel e celulose, fios de aço para concreto na construção civil, almas de sapato, tutores para plantas, carrinhos de supermercado, etc. Por essas mais variadas aplicações e pelo seu grau de importância produtiva, o aço ABNT 1013 foi o escolhido para este estudo.

Sabe-se que o N exerce um efeito de fragilização e também pode provocar o surgimento do fenômeno do envelhecimento nos arames, influenciado pela temperatura. Este trabalho visa caracterizar as propriedades mecânicas do produto a cada passe de trefilação e principalmente avaliar a influência do nitrogênio no processo produtivo desses arames fabricados com aço GG1013 (similar ao ABNT 1013) na temperatura ambiente, medido pela relação quebra por tonelada de material produzido (parada ou interrupção de máquina em função da ruptura do arame) e da mesma maneira pelo ensaio de dobramento em torno de seu

próprio eixo. Finalmente, será avaliada a existência ou não do fenômeno de envelhecimento dinâmico e o que este pode acarretar nas propriedades mecânicas do produto final. Para esse último teste, escolheram-se as temperaturas: Ambiente, 50, 100 e 200°C, pois são temperaturas típicas na trefilação, conforme a condição de operação ou recurso disponível das máquinas de uma trefilaria.

2 - REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Processo de Trefilação

O processo trefilar consiste em tracionar um material através de uma matriz de dimensão conhecida e controlada (Button, 2001).

Este processo, que pode ser realizado tanto a quente como a frio, nos permite alcançar importantes reduções de área e produtos com diversas características e perfis geométricos, como redondos, hexagonais, ovais e chatos.

Na fabricação de arames de aço, emprega-se o Fio-Máquina com matéria-prima. A bitola do Fio-Máquina pode variar de acordo com a especificação do produto final a ser obtido e principalmente dos equipamentos que a indústria possui. A bitola mais comum usada é de 5,5mm.

Este Fio Máquina antes será decapado (química ou mecanicamente) para retirada de carepa e colocado numa máquina, onde começará a ser trefilado. Cada máquina possui uma seqüência de redução que é conhecida como passes de trefilação. Em cada passe, o material sofrerá uma redução de área, até que no último passe lhe será conferido a bitola final. Não se recomenda uma redução de área, entre um passe e o outro, maior do que 30%. Segundo (Wright, 2002), o percentual máximo de redução recomendado pela American Wire Gage é de 20,7%, porém na prática se utiliza 30 a 35% dependendo da condição do processo. O autor cita ainda em seu trabalho que na trefilação de arames muito finos costuma-se utilizar frequentemente diminuições nos percentuais de redução desde que, a força de trefilação esteja em equilíbrio com possíveis problemas de quebras, que tem como origem, por exemplo, inclusões existentes, defeitos.

Em cada passe, tem-se um lubrificante e uma matriz conhecida como fieira, que é usualmente constituída de uma carcaça metálica com núcleo de metal duro, conforme pode ser visto na figura 2.1. Este núcleo, de dimensão controlada, é quem dará a forma do produto naquele passe. No momento em que a fieira não consegue mais manter o dimensional inicial, devido ao desgaste natural do processo, ela deverá ser substituída por outra de mesma característica dimensional anterior.



Figura 2.1: Fieiras usadas na fabricação de arames de aço carbono (<http://www.diametro-fieiras.com.br/portugues/menu/diamantepolicristalino.htm>).

Hillery & McCabe (1995) concluem em seus experimentos que fieiras elaboradas a partir de metal duro foram as que se comportaram de maneira mais satisfatória para todas as temperaturas testadas, que variaram desde a temperatura ambiente até 800 °C. Existem outros tipos de fieira, que são menos usadas, como as revestidas por diamante.

A pressão exercida pelo processo de trefilação na fieira é muito importante. Seu efeito no processo pode acarretar na redução da vida útil da fieira e má qualidade superficial do arame. Ela pode ser considerada como a força por unidade de área que o arame exerce sobre a superfície da fieira e é quase impossível de ser medida diretamente (Wright, 2003). Detalhes sobre defeitos serão vistos no capítulo destinado a quebras durante a trefilação.

Em cada fieira, se tem um sistema de refrigeração, para evitar que o calor gerado pelo atrito desta com o material sendo trefilado cause um aumento excessivo de temperatura. Uma

temperatura alta durante o processo causa diminuição na vida útil da ferramenta, prejudica a lubrificação e as propriedades finais do produto (El-domiaty & Kassab, 1998). A temperatura ainda pode limitar o projeto de reduções por passe de uma dada bitola nas máquinas de trefilação. Quando se projeta as reduções por passe, se deve levar em conta uma dada tensão de trefilação que precisa estar vinculada a real tensão de trabalho e com a geração de calor em cada passe (Wright, 2002).

Dependendo do valor de temperatura alcançada num dado passe, poderá ocorrer o envelhecimento do material. A temperatura estimada para o processo de trefilação gira em torno de 50 a 150°C para aços de baixo teor de carbono (BTC) e de 150 a 250°C para aços de alto teor de carbono (ATC), claro que dependendo muito das condições de trefilação (Hammerle et. al, 2004); (Staiger et. al., 2004).

Na figura 2.2 está apresentado o fluxo do processo de trefilação na Siderúrgica Riograndense, onde são descritas todas as etapas do processo até o produto final.

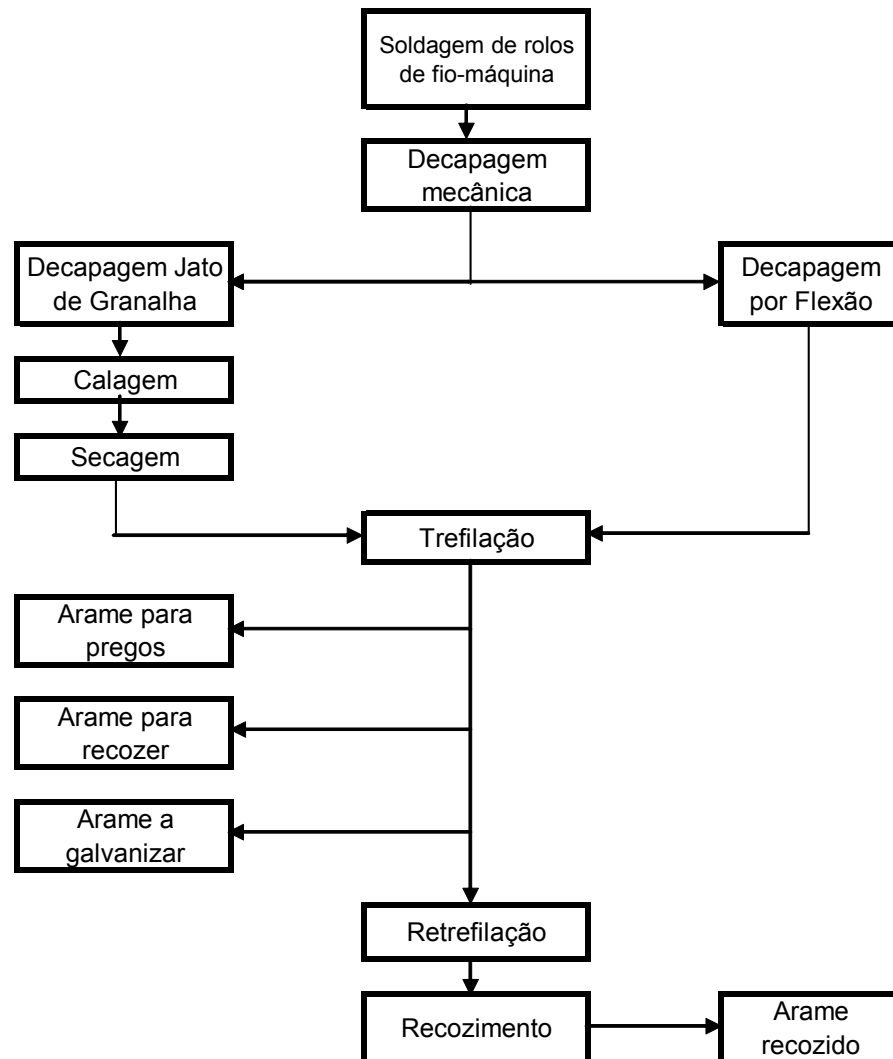


Figura 2.2: Fluxo usual de um trefilaria, destacando todas as etapas do processo de trefilação.

2.1.1 Propriedades mecânicas na trefilação

As propriedades mecânicas do arame, como Resistência à Tração e Tensão de Escoamento, aumentam no processo de trefilação, conforme aumenta o encruamento causado pela redução de área nos sucessivos passes (trabalho a frio). Em contrapartida, o alongamento e a estricção diminuem, conforme pode ser visto na figura 2.3. Não se pode esquecer, no

momento do projeto, que a força de tração da máquina não seja maior do que a força de ruptura do material, para evitar que o mesmo rompa durante o processo.

Uma simples deformação no material pode causar variações importantes nas propriedades mecânicas. Aguilár et. al. (2000) realizaram testes de torção cíclica em amostras de aço recozido com 0,12%C e notaram variações no comportamento mecânico do material. Concluem que a torção cíclica promove o endurecimento no material recozido, mas também um alívio ou “amolecimento” no material trefilado.

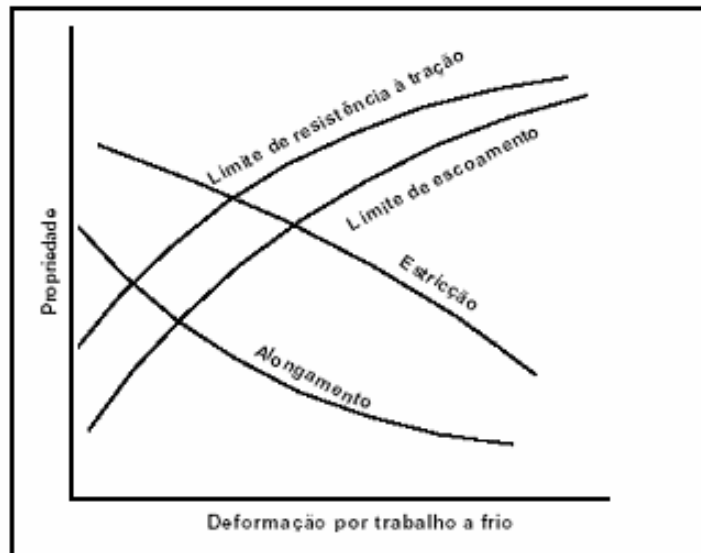


Figura 2.3: Variação das propriedades mecânicas com a trefilação. (Button, 2001).

Para ser calculada a redução de área por passe no processo de trefilação, lembrando que não há variação de volume envolvida, a fórmula mais usada é a seguinte:

$$r = 1 - \left(\frac{d}{d_0} \right)^2$$

onde r é a redução de área, d_0 o diâmetro inicial e d o diâmetro final.

Chin & Steif (1994) simularam um modelo computacional para estudar a deformação não homogênea na trefilação. Estes autores demonstraram que a deformação redundante, que é

o nome dado à deformação necessária para haver a redução de área por passe, é fortemente dependente do ângulo da fiação e da redução de área. A fricção ou atrito causado entre o metal e a fiação também tem uma pequena influência na deformação.

2.2 Processo de Decapagem

A matéria-prima básica de uma trefila é o Fio-Máquina (FM). Todo FM laminado a quente é coberto por uma camada de óxido de ferro, formada a uma alta temperatura, à qual chamamos de carepa. A quantidade e o tipo de carepa variam conforme o processo de laminação e seus parâmetros. A carepa é composta por camadas variáveis de hematita, wüstita e magnetita.

Para tornar a trefilação dos arames mais eficiente e econômica, se deve remover a carepa formada na laminação e também aquelas áreas oxidadas em função do prolongado tempo de estocagem.

Desde o intervalo em que o FM é laminado até o momento em que o mesmo será trefilado, ele estará sujeito à exposição atmosférica por um bom período de tempo.

Para este FM ser trefilado, deve-se remover a carepa formada. Essa remoção pode ser através de um processo químico ou mecânico, como veremos a seguir.

2.2.1 Decapagem Química

O processo químico é conhecido como decapagem química e seu agente mais usado é o H_2SO_4 e em menor escala o HCl. O processo de retirada do óxido ocorre, pois o gás hidrogênio, oriundo do Ácido Sulfúrico, penetra nas trincas existentes na carepa e ataca a wüstita que é solúvel no ácido. Formam-se bolhas deste gás que “estouram”, expelindo a carepa. Após atacar a wüstita, será a vez da hematita e magnetita. A eficiência e a velocidade da decapagem química dependerão do quanto as espiras do FM estarão “acessíveis” ao ácido, ou seja, elas devem estar sendo expostas de maneira homogênea ao mesmo e não coladas

umas nas outras dentro da bobina. Além dessa condição física, é muito importante também que a concentração de ácido, a temperatura e o teor de ferro do banho, estejam adequados. A temperatura, conforme podemos ver na figura 2.4, é a variável mais importante para uma decapagem mais rápida e eficaz. O tempo de decapagem depende ainda do tipo de carepa presente no FM e não somente da espessura. Um alto teor de FeO e baixo de Fe₃O₄, por exemplo, é o ideal para a decapagem e pode ser formada através de um resfriamento controlado na laminação. Porém, não há regra exata para definir tais percentuais ideais e a experiência prática de cada laminador deverá ser considerada (Enghag, 2003).

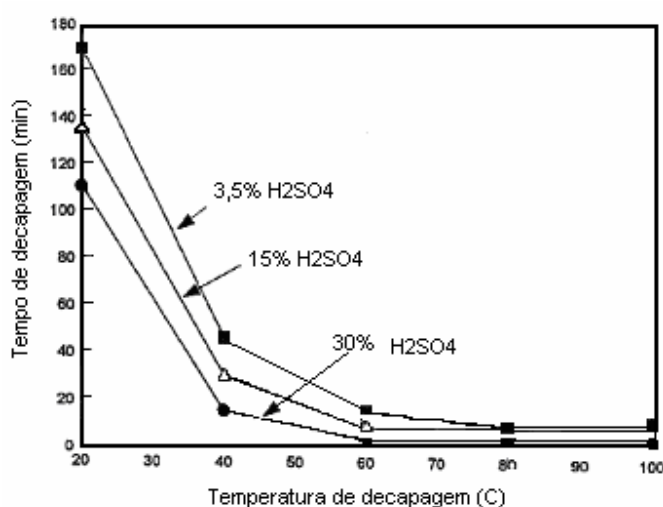


Figura 2.4: Influência da temperatura e concentração de ácido durante a decapagem com H₂SO₄ (Enghag, 2003).

A decapagem química remove muito bem a carepa, porém seu processo apresenta alguns problemas como o custo do agente decapante (ácido empregado na decapagem química), o custo do tratamento de efluentes gerados no processo, exposição de operadores a vapores ácidos, etc.

Em função disso, embora ainda muito utilizada na indústria, ela está sendo substituída nas trefilarias pela decapagem mecânica. Este último é um processo que pode ser acoplado em linha na própria máquina de trefilar e tem muitas vantagens frente à decapagem química, como será visto em seguida.

2.2.2 Decapagem Mecânica

O termo decapagem mecânica é muito amplo. Toda decapagem mecânica, no entanto seja qual for, possui um grande diferencial quando comparado com a decapagem química. Este diferencial é a eliminação da poluição ambiental e problemas variados que a decapagem química, através de ácidos (H_2SO_4 ou HCl), pode causar ao meio ambiente e às pessoas envolvidas no processo. Além disso, a decapagem mecânica é bem mais econômica do que a decapagem química.

Durante anos, a decapagem mecânica vem sendo estudada e avaliada. Alguns dos muitos métodos existentes foram esquecidos e não tiveram êxito, porém outros foram aceitos e estão sendo usados pelas plantas de trefilação (Dove, 1979). Podemos destacar pelo menos dois métodos que foram aprovados pela indústria:

- * Decapagem por jato de granalha ou decapagem tosca;

- * Decapagem por flexão, através de roletes (figura 2.5);

A decapagem mecânica remove a carepa com o mesmo êxito da decapagem química e ainda dispensa o custo do ácido e o custo do tratamento do resíduo formado. Além disso, o produto gerado no processo mecânico, que é uma carepa em formato de “pó” e seca, formada por 75% de ferro e 25% de oxigênio, pode ser reaproveitada na aciaria.

Por estes motivos, a decapagem mecânica vem sendo usada cada vez mais pelas indústrias, pois com um simples decapador por flexão, composto por 2 a 12 escovas, roletes e polias, pode-se criar um decapador mecânico barato e eficaz (Dove, 1979).

A composição química dos aços, assim como o processo de laminação, tem forte influência na formação de carepa. Estudos realizados por Yalamanchili et. al. (2001) revelam que a adição de B em aços com BTC formariam uma superfície mais escura do que o normal após a remoção da carepa, e que isso prejudicaria um pouco a decapagem mecânica. Como solução, um bom sistema de resfriamento controlado minimizaria este inconveniente indesejável.

Na figura 2.5, temos um exemplo de decapador mecânico. Trata-se de um decapador por flexão, onde o material passa através de roletes dispostos angularmente entre si, de maneira que todo seu perímetro seja flexionado e sua carepa expulsa da superfície (pelo menos a carepa mais grosseira). Após esta etapa, o material passará por escovas que tem a função de remover a carepa fina que por ventura ainda se encontra no material. Após esta etapa da decapagem mecânica, o material já poderá ser trefilado normalmente na máquina.



Figura 2.5: Decapador por flexão trabalhando antes do primeiro passe de trefilação.

2.3 Lubrificação

2.3.1 Lubrificação Inicial do FM

Antes mesmo de tratar da lubrificação por passe numa máquina de trefilar, deve haver uma preocupação com a preparação da superfície do FM a ser trefilado. Por exemplo, um material que foi decapado quimicamente tem boa rugosidade superficial e funciona muito bem com cal ou bórax na superfície como recobrimento. Geralmente neste tipo de processo, o sabão é agitado na primeira caixa e seu arraste é bom. Nenhuma exigência especial é necessária aos sabões nesse caso.

Já um material decapado mecanicamente, de baixo teor de carbono, possui superfície lisa e, portanto, não é necessário se utilizar cal e bórax e nem agitação na primeira caixa de sabão. O arraste de sabão é mais difícil e por isso se costuma utilizar alicates de lubrificação, que são usados como aplicadores de sabão e também evitam a formação de túneis. Nesta decapagem, cuidados especiais são necessários na primeira caixa de sabão. Neste primeiro passe, a temperatura normalmente não é muito alta e se recomenda um sabão que não precisa de alta temperatura para se tornar pastoso (é comum o uso de misturas de sabão de sódio e cálcio) (Cetlin, 2004).

Para uma decapagem mecânica com jato de granalha, já é necessário que o material decapado seja imerso no óxido de cálcio (processo denominado calagem) e depois imediatamente seco. Esse procedimento é importante, pois a trefilação realizada em um material decapado por jato de granalha não é imediata como, por exemplo, é a decapagem mecânica por flexão. Este primeiro levará um maior tempo até ser colocado na linha de produção e na ausência desta proteção (calagem) já começaria a oxidar. O cal agregado no FM ajuda também a fazer com que se tenha uma maior aderência de lubrificante na primeira caixa de sabão da máquina, facilitando assim a trefilação.

2.3.2 Lubrificação de Arames

Um dos pontos mais importantes do processo de trefilação é, sem dúvida, a lubrificação. A trefilação de um arame ou barra na ausência ou na escolha inadequada de um lubrificante pode impossibilitar todo o processo. Portanto, é necessário utilizar um agente lubrificante que facilite a passagem do material pela matriz, formando uma camada entre elas de maneira a diminuir o atrito do processo. Este atrito entre a fieira e o arame, que é inevitável mesmo com uma excelente lubrificação, causa um aquecimento na região de contato e nosso lubrificante deve suportá-lo sem perder suas propriedades químicas e físicas. Uma parte deste lubrificante será queimada no aquecimento, formando o que chamamos de charuto, e outra parte será carregada junto com o arame. Essa quantidade de sabão que ficará agregada no material será importante para os passes seguintes e mais ainda no caso de uma retrefilação em outra máquina. Existem muitos fatores que influenciam na agregação de sabão ao arame, como a redução de área em cada passe, velocidade de máquina, tipo e composição química de lubrificante escolhido.

Wright (2002 a) define que aumentando a velocidade estaremos beneficiando a lubrificação do arame durante a trefilação, pois aumentam a pressão de lubrificação na entrada da fieira e condições hidrodinâmicas se desenvolvem. Por outro lado, caso a condição de lubrificação não estiver adequada, o aquecimento por fricção aumentará concentradamente na superfície do arame e poderá levá-lo à ruptura. Além disso, não podemos esquecer que um aumento exagerado na velocidade da máquina, causará uma diminuição no tempo de resfriamento do material e aumentará, portanto, a sua temperatura entre um passe e outro. Devemos sim, na medida do possível, controlar esse efeito da temperatura e trabalhar com altas velocidades, pois além dos ganhos já comentados na lubrificação, ainda teremos o aumento importante de produtividade. Hillery & McCabe (1995), definem que um lubrificante ideal é aquele que deve ser facilmente aplicável ao arame em movimento, garantindo um contínuo filme entre o material e a fieira durante a deformação (resultando numa superfície isenta de defeitos) e reagir o menos possível com a fieira e o material.

Como existe uma variação na bitola de entrada no FM, que é normal do processo de laminação, devemos projetar ângulos de entrada nas fieiras do primeiro passe sempre maiores do que nos demais passes. Isto faz com que tenhamos uma boa lubrificação no primeiro passe, que será fundamental para os demais passes seguintes (Enghag, 2003).

Durante a trefilação de um material, formam-se duas regiões distintas entre o material e a fieira, como pode ser observada no desenho esquemático apresentado na figura 2.6. Nesta figura, notamos a presença de uma camada de lubrificante muito fina (entre os “picos” do material e da fieira) e também a presença de uma camada grossa (entre os “vales” do material e da fieira).

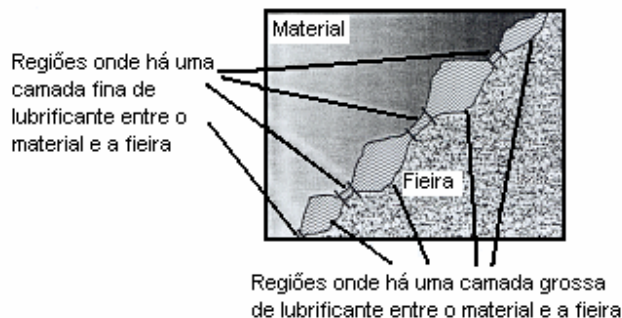


Figura 2.6: Comportamento prático do lubrificante durante o processo de trefilação (Cetlin, 1999).

Nos locais onde a camada de lubrificante é grossa, como visto na figura 2.6, a lubrificação é boa e há uma separação completa entre a fieira e o material. Já onde temos uma camada de lubrificante fina, a lubrificação é prejudicada. Este local é denominado de zona de “lubrificação limite”.

Convém ressaltar que os óleos e sabões comuns não são capazes de fornecer uma boa lubrificação limite. É necessária a adição de lubrificantes especiais aos óleos e sabões, para atuar nas regiões de lubrificação limite. Em geral, este é o grande segredo dos atuais fabricantes de lubrificantes.

Murakawa & Jin (2001) fizeram testes na trefilação de aços inoxidáveis, aplicando vibrações ultrassônicas radiais e transversais em feiras, comparando com feiras sem vibração (processo normal) e com vibração ultrassônica apenas axial na tentativa de trabalhar com uma lubrificação livre de reagentes poluentes, como por exemplo, cloretos e ainda com lubrificantes de baixa viscosidade. Em suas conclusões destacam que, com as feiras trabalhando com vibrações ultrassônicas radiais e transversais puderam trabalhar com uma velocidade 10 vezes maior do que com vibrações ultrassônicas apenas no sentido axial, o que torna o processo bem mais produtivo.

Na mesma linha de raciocínio, Ruiz et. al. (2001) estudaram o impacto negativo do uso de lubrificantes, feitos à base de estearatos, no meio ambiente. O escopo do trabalho foi avaliar o impacto do lubrificante antes e após processo de trefilação. O resultado obtido comprovou que o lubrificante já utilizado no processo possui um maior poder tóxico do que o lubrificante original devido ao primeiro possuir em sua composição, resíduos de metais presentes no arame. Estes resíduos viriam do processo de decapagem química, processo de patenteamento, fosfatização, galvanização, etc. Portanto, concluem ainda, que as empresas devem dar mais atenção ao meio ambiente e estudar maneiras de se captar esses resíduos metálicos presentes no lubrificante, pois esses são agressores do meio ambiente.

Outro trabalho, realizado por Murakawa et. al. (2003), mostrou que usando um recobrimento à base de diamante (diamond- like carbon, ou DLC) num rolete laminador e numa feira bipartida com vibração ultrassônica transversa, se pôde realizar uma trefilação com lubrificante seco e semi seco para alumínio.

2.3.3 Seleção e Tipos de Lubrificantes

Para se selecionar o melhor lubrificante a ser usado na trefilação, é muito importante um bom entendimento do processo, bem como das variáveis envolvidas nele. Além disso, é fundamental conhecer também a aplicação final ou posterior do produto, ou seja, ter uma visão do cliente (Gzesh, 2004).

Como variáveis do processo, Gzesh (2004) cita entre outras:

- * Bitola de entrada e saída do material (arame ou FM);
- * Tipo de decapagem usada;
- * Redução por passe ou o número de passes da máquina;
- * Velocidade de trefilação da máquina;
- * Condição de resfriamento.

Na trefilação, é possível usar lubrificantes a base de óleo e emulsões (trefilação a úmido) e também lubrificantes sólidos (sabões) à base de cálcio ou sódio (estearatos) no caso da trefilação a seco (Haglund & Enghag, 1996). Para este caso, foco de nosso estudo, costuma-se utilizar sabões à base de cálcio (Ca) e sódio (Na) e ainda uma mistura entre os dois tipos. Sabões à base de cálcio não são solúveis em água, enquanto sabões à base de sódio o são. Sabões à base de cálcio, muito usado quando temos a decapagem mecânica no processo, possui um alto teor de aditivos, como o cal. Sulfeto de Molibdênio é um outro aditivo muito usado quando temos dificuldade no processo de trefilação, porém é um sabão de difícil remoção após a trefilação. Muito comumente, utiliza-se na trefilação de arames dentro de uma faixa de bitolas entre 12 e 1 mm, sabões em pó à base de cálcio e/ou sódio. Já para arames mais finos (especialmente os galvanizados, cobreados e latonados) trefilados a alta velocidade em máquinas com deslizamento, utilizam-se misturas de lubrificante e água. Este processo recebe o nome de trefila a úmido.

A Tabela 2.1 sintetiza a opinião de fornecedores de lubrificantes para a trefilação a seco, baseada na experiência e regras gerais (Enghag, 2003).

Tabela 2.1: Seleção de lubrificantes para trefilação a seco (Enghag, 2003).

Produto a ser trefilado	Tipo de lubrificante
Arame com baixo teor de carbono que deverá ser cuidadosamente limpo após trefilação.	Sabão solúvel em água ou ainda à base de sódio ao menos nos últimos passes. Também recomendado para trefilação a úmido no último passe.
Arame com alta resistência, usado para fabricação de molas.	Mistura de sabão à base de cálcio com alto teor de ácidos graxos ou ainda uma mistura de cálcio e sódio, com uma camada de fosfato de zinco. Em casos especiais, usa-se também Sulfeto de Molibdênio como aditivo.
Arame fabricado a partir de decapagem mecânica sem “carreador”.	Um sabão de cálcio com alto teor de aditivos preferencialmente à base de cal.
Arame usado em eletrodos p/ solda, decapado mecanicamente e com altas reduções e velocidades.	Um sabão de cálcio com alto teor de aditivos para aumentar a vida útil da fieira. Nos últimos passes recomenda-se uma mistura entre cálcio e sódio na ordem de 50%.

Além da lubrificação, é comum a utilização de lubrificantes “transportadores”, como fosfato de zinco, cal, bórax e outros. Em altas temperaturas, que são causadas no processo de trefilação pela deformação e fricção, esses “transportadores” não se fundem como acontece com os lubrificantes, e ajudam bastante no processo de trefilação (Hanglund & Enghag, 1996).

Costuma-se utilizar, no último passe da máquina, altos ângulos na fieira com intuito de promover uma melhor limpeza no material ou um arame mais brilhante (Wright, 2001). Não esquecendo, no entanto, que se for muito acentuado, isto pode acarretar numa maior probabilidade de aparecimento de defeitos superficiais e também numa má lubrificação (Wright, 2003).

Uma planta de trefilação atribui as seguintes características para considerar um sabão, bom lubrificante:

- * Apresentar baixo desgaste da fieira (medido geralmente em mm de abertura de seu diâmetro de saída, por tonelada de arame trefilado, ou por metro de arame produzido);

- * Diminuir ou no mínimo não aumentar o número de quebras de arame por tonelada trefilada;

- * Deixar uma boa quantidade de lubrificante agregado sobre o material, ou seja, uma camada residual de sabão que varia de 2 a 20 gramas de lubrificante por metro quadrado de arame.

- * Baixo coeficiente de atrito

- * Ser resistente ao calor;

- * Garantir a completa separação entre a superfície do arame e da matriz

- * Ser facilmente aplicado e removível

- * Ser limpo

- * Resistir à pressão da deformação

- * Para ser possível aumentar a espessura da camada de lubrificante, do ponto de vista do processo, Wright (1997) sugere:

- * Baixar o ângulo da fieira;

- * Aumentar a pressão do lubrificante na entrada da fieira (aplicadores de sabão);

- * Aumentar a rugosidade do material de entrada.

Sabe-se que quanto maior a temperatura alcançada na trefilação, mais viscoso deve ser o sabão e também que quanto maior a velocidade de trefilação, maior será a temperatura atingida.

Para temperaturas mais baixas, recomenda-se usar um sabão de sódio com pouco agente espessante e maior quantidade de ácidos graxos livres (sabão rico).

Já considerando temperaturas mais altas, deve-se usar sabão de cálcio, com bastante espessante, com pouco ácido graxo livre (sabão pobre).

Hillery & McCabe (1995) recomendam o uso de estearato de cálcio para trefilação a frio, grafite em suspensão na água para trefila a úmido, óleo, graxa ou cera para trefilação a quente e até vidro em aplicações de extrusão a quente.

Também não podemos deixar de considerar no momento da escolha de um lubrificante, o tipo de aço que iremos trefilar. Sabe-se que para trefilar aços mais resistentes (com alto teor de carbono), cujo atrito proporciona maior temperatura nos passes da máquina, devem-se usar lubrificantes que suportem tais temperaturas sem perdas em suas propriedades.

2.4 Quebras Durante o Processo de Trefilação

As rupturas ou quebras de arames durante a trefilação são consideradas por muitos como o principal problema das trefilarias, principalmente devido ao tempo perdido para reiniciar uma operação, que acarreta numa queda da produtividade bastante importante em épocas de grande demanda.

De uma maneira simplista e geral, a fratura de um material acontece quando se tem uma tensão e uma deformação presentes, que ultrapassem o valor de resistência à fratura do material. Essa resistência pode variar com a condição metalúrgica do material. Entretanto, a tensão e a deformação serão bastante afetadas pela geometria (presença de possíveis trincas ou entalhes), temperatura e taxa de deformação presente.

O processo de trefilação afeta o tipo de fratura do material. Em aços perlíticos, enquanto existe um comportamento isotrópico num aço trefilado a baixas reduções e fratura por clivagem vista no microscópio (fratura frágil), encontra-se um comportamento de resistência anisotrópica nos mesmo aço trefilados a grandes reduções, apresentando no microscópio fraturas originadas por coalescências de microcavidades, com aspecto de fratura dúctil (Toribio, 2002). Além disso, Toribio & Toledano (2000) mostram em outro estudo com arames pré-tensionados para concreto, que essa fratura anisotrópica é seguida de um desvio de

90° do início do plano onde se encontra a trinca inicial, retornando depois à mesma direção. Em novo trabalho com aços perlíticos, porém desta vez com a introdução de um entalhe ou uma trinca induzida nas amostras, Toribio & Ayaso (2002) definem dois lugares de início de propagação de trincas. O primeiro seria no anel externo e se daria por coalescência de microcavidades na ponta do entalhe, com áreas locais de grandes microcavidades e fibras, exibindo ainda comportamento de fratura frágil. O segundo na região fibrosa central exclusivamente formada por áreas de grandes microcavidades e fibras ao redor do entalhe, apresentando comportamento de fratura dúctil. Esse comportamento é apresentado esquematicamente na figura 2.7a para o caso frágil e na figura 2.7b para o caso dúctil.

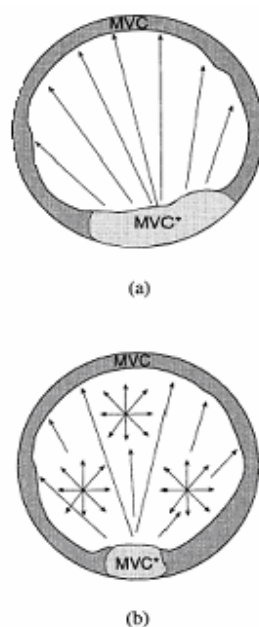


FIGURA 2.7: Lugares preferenciais de início de propagação de trincas. Aspecto de fratura frágil no caso (a) e fratura dúctil no caso (b), segundo Toribio & Ayaso (2002), sendo MVC – Coalescência de Microcavidades

Num estudo de amostras rompidas durante o processo de trefilação, Dhua et. al. (2004) encontraram a formação de uma camada de martensita próxima à região da ruptura. Explicam que esta camada formada é resultado do atrito entre o arame e a fieira, aliado a uma má lubrificação localizada. O material, que é aquecido apenas superficialmente, é quase instantaneamente temperado pelo restante da massa interna que o cerca, ocasionando assim,

uma camada martensítica. Essa martensita formada é dura e frágil, e por isso, a ela associam-se trincas transversais que poderão abrir durante o processo de trefilação a frio e causar quebras.

A melhor maneira de se tratar quebras é falando de trefilabilidade, ou seja, o quanto o material em questão pode ser trefilado sem paradas durante o processo. Essas paradas podem ser ocasionadas por diversos fatores, mas se devem concentrar esforços nas paradas relacionadas às propriedades intrínsecas da matéria-prima, ou seja, o FM.

Taheri. al. (1995) mencionam em seu trabalho que fios-máquina com altos teores de N acabam resultando numa diminuição da trefilabilidade, explicado pelo fenômeno do envelhecimento dinâmico.

Wright (2001) classifica os defeitos causados pela má qualidade do FM como fraturas centrais e as agrupa em três categorias: Classe I: Ocorre uniformemente; Classe II: Ocorre na linha central; Classe III: Ocorre na superfície do material. Para avaliar previamente a trefilabilidade de um FM, o autor ainda indica dois testes conforme a classe do defeito:

Classe I e II: O melhor teste é o ensaio de tração e a análise da região fraturada, que por ser muito pequena às vezes e necessitará de auxílio de um microscópio;

Classe III: Realização de um ensaio de dobramento ou de torção. No caso do dobramento, a trefilabilidade pode ser estimada pela máxima deformação no dobramento e o aparecimento de inúmeras trincas. Isso pode ser expresso pela equação: $1/(1+D/d)$, onde D é o diâmetro do pino e d o do FM, sendo que quanto menor o diâmetro do pino de dobra, maior serão as chances de aparecimento de trincas (mais rigoroso se torna o teste para um mesmo diâmetro de FM). O teste de torção mais indicado envolve um número crescente de torções para um dado comprimento da amostra, que será inspecionada e verificada quanto à presença de trincas superficiais. A trefilabilidade pode ser definida como sendo a máxima deformação por torção vs aparecimento de trincas. Esta deformação pode ser expressa como $(n\pi d)/L$, onde n é o número de voltas, d o diâmetro do arame e L o comprimento inicial da amostra (Wright, 2001).

Cagna & Cepeda (1996), de forma orientativa, associam quebras a suas principais origens e causas, que são:

Quebras oriundas da Matéria-Prima: Associadas à aciaria (segregação, macro-inclusões, alto teor de residuais, etc). Associadas à laminação (microestrutura, dobras de laminação, defeitos superficiais, etc).

Quebras oriundas de Processos Prévios: Anomalias provenientes do patenteamento (microestrutura, oxidação superficial, arraste de Pb, etc). Provenientes da decapagem (limpeza insuficiente, material mal preparado, etc.).

Quebras durante Processo de Trefilação: Associado às falhas de lubrificação, jogo de feiras inadequado, inadequada soldagem do material, desgaste de polias, roletes, sistema deficiente de refrigeração, etc.

Wright (2002) recomenda que a classificação das quebras se dá em três categorias. São elas:

Categoria I: Quebras que não reflitam, de maneira geral, problemas de qualidade do material ou danos causados pelo processo. Nessa categoria enquadram-se quebras por soldagem, cortes com alicates, abrasão, por enleios, ou seja, por problemas operacionais comuns.

Categoria II: Problemas que reflitam condições mecânicas durante a passagem pela fieira, como excesso de força de trefilação causando excessiva fricção, que levam a ruptura do tipo “pé de corvo” e taça cone ou “center burst”. A descrição desses mecanismos de falha será apresentada a seguir neste trabalho.

Categoria III: Rompimentos devido a defeitos metalúrgicos ou microestruturais no arame, que aceleram o desenvolvimento de quebras pela categoria II como, por exemplo, linhas centrais de porosidades ou concentração de impurezas do lingotamento, quebras devido à presença de carepa superficial, problemas de laminação.

Dentre as categorias definidas, se concentrou esforços na categoria II. Para isso, vamos entender um pouco melhor estes dois tipos de quebras mencionados nessa categoria.

2.4.1 Quebras do tipo “Taça Cone” ou “Center Bursting”

Segundo estudos realizados por Wriqth (1996), nesse tipo de quebra existe a presença de um fino pescoço no ponto da fratura e no centro da superfície fraturada encontramos uma grande cavidade, bem diferente do observado num material após ensaio de tração. Esse tipo de fratura é resultado de uma extensiva deformação na presença de uma linha central de tensão, como demonstrado esquematicamente na figura 2.8. Essa linha central de tensão pode ser causada pela trefilação de um material com um excessivo ângulo de entrada da fieira, por uma alta redução de área ou ainda por uma alta fricção entre o material e a fieira. Esta última afirmação também é encontrada nos trabalhos realizados por Ko & Kim (1998) e Enghag (2003). Cagna & Cepeda (1996), além da questão relacionada ao aquecimento durante a trefilação, ainda atribuem esse tipo de quebra a má qualidade da matéria-prima.

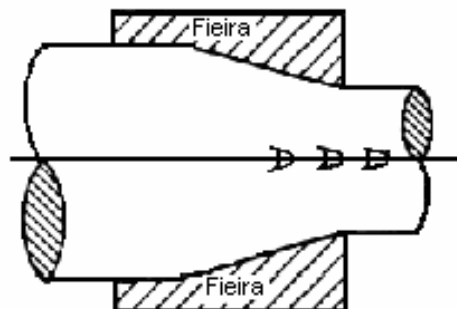


Figura 2.8: Formação do defeito central burst (Reddy et. al., 1999).

Segundo Mawell (2001), existem três importantes zonas numa fieira que devem ser consideradas para se ter um bom desempenho no processo. São elas a lubrificação, redução e a zona que define o tamanho de saída do material. Estas três zonas podem ser visualizadas na figura 2.9.

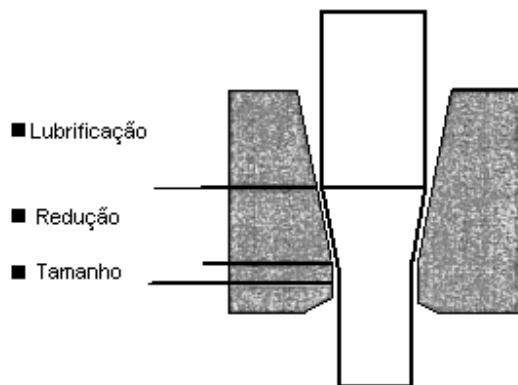


Figura 2.9: Zonas onde acontecem três processos distintos dentro de uma fiação, a lubrificação, redução e o tamanho (Maxwell, 2001).

É tecnicamente recomendável uma combinação de ângulos de fiação com reduções seguindo a teoria do parâmetro Δ . Esse parâmetro é definido como:

$$\Delta = \frac{\alpha}{r} \left[1 + \sqrt{1 - r} \right]^2$$

onde α é o semi ângulo da fiação em radianos e r a redução de área (Wright, 1996).

Resumidamente, se tem para valores baixos do parâmetro Δ , excessivo trabalho de fricção, enquanto um alto parâmetro Δ envolve um excessivo trabalho redundante. O ideal é trabalharmos com valores intermediários que exigem uma mínima força de trefilação. Wright (1996) cita a análise de Siebel, aonde se projeta um valor de parâmetro Δ mínimo de:

$$\Delta_{\min} = 4,9 \sqrt{\frac{\mu}{\ln(1/1-r)}}$$

onde μ é o coeficiente de fricção.

A figura 2.10 apresenta dados retirados do trabalho publicado por Maxwell (2001), onde mostra a ideal relação entre ângulos de fiação vs redução de área, para que não ocorram

defeitos do tipo “Central Bursting”. Gráfico semelhante é mostrado no trabalho realizado por Ko & Kim (1998) e Niewoehner (1993).

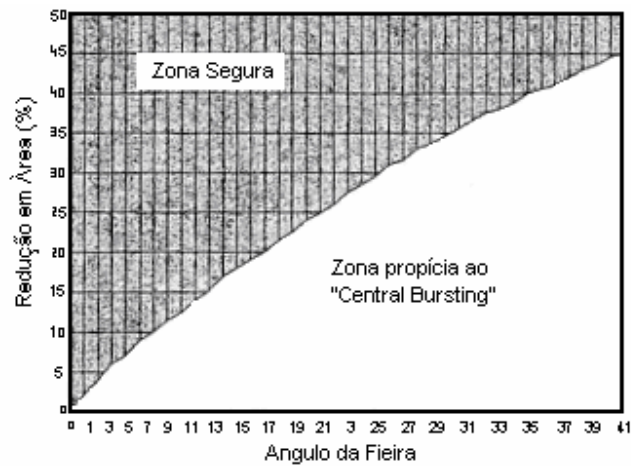


Figura 2.10: Relações ideais entre o ângulo de fieira e a redução de área para não haver a formação de defeitos tipo central burst (Maxwell, 2001).

O defeito tipo “Central Bursting” é também definido como uma deformação padrão, onde as fibras externas do arame estão sendo fortemente deformadas, enquanto que o centro é levemente deformado (Maxwell, 2001).

2.4.2 Quebras do tipo “Pé de Corvo”

Esse tipo de quebra é apontado por muitos como principal defeito superficial apresentado no arame. Esse defeito, assim como a porosidade nas linhas centrais, vai crescendo e ganhando tamanho na medida em que a redução por passe aumenta, até o ponto em que a própria tensão de trefilação exercida pela máquina esteja suficiente para promover o rompimento do material. Portanto ele vem sendo acumulado e aumentado, passe a passe, e romperá nos passes finais. Esse defeito tem o aspecto de uma flecha apontada na direção de trefilação, como em fraturas por bandas de cisalhamento. A figura 2.11 mostra, de forma esquemática, o desenvolvimento deste defeito ao longo da trefilação (Wright, 1996).

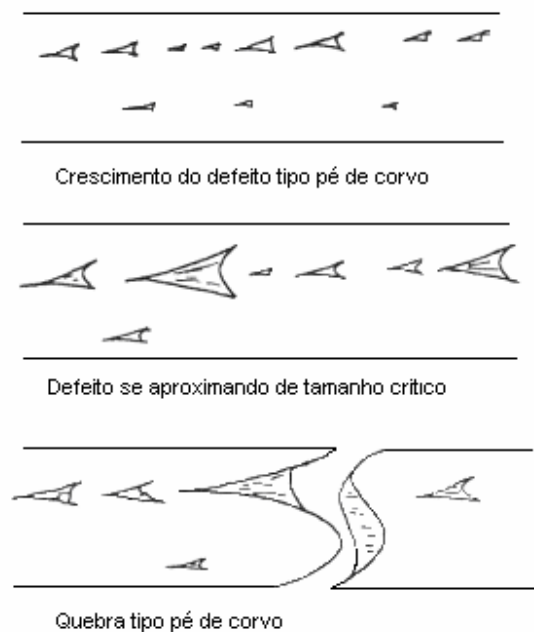


Figura 2.11: Demonstração da evolução do defeito tipo “pé de corvo”, até a ruptura do material (Wright, 1996).

Embora as causas desse tipo de defeito não sejam completamente entendidas, Wright (1996) sugere para evitar o defeito “pé de corvo”, uma melhora na lubrificação do material, assumindo que ele vem sendo acumulado passe a passe e que ele exista em pequenas

proporções na superfície do arame. Aconselha também para evitar o “pé de corvo”, quando possível, o uso de lubrificantes à base de Estearato de Cálcio que mesmo com suas deficiências, ainda é mais aconselhado do que lubrificantes à base de Estearato de Sódio. Outra maneira de evitá-lo é eliminando a presença de marcas de raspagem e rugosidade no arame e no FM, causadas durante o manuseio e alinhamento da máquina. Estas marcas de raspagem e rugosidade, somadas a uma má lubrificação, favorecem a formação de defeitos do tipo “pé de corvo”.

2.5 Envelhecimento Estático e Dinâmico em Aços

Existem dois tipos de envelhecimento por deformação, o envelhecimento estático e o dinâmico. Quando essas alterações se dão após deformação plástica, o processo é chamado Envelhecimento Estático (EE). Já o Envelhecimento Dinâmico (ED) é definido quando acontece durante o processo de deformação (Leslie, 1981); (Staiger et. al., 2004); (Yalamanchili et. al., 2001); (Gawne, 1985).

Mohan & Marschall (1997), quase da mesma maneira, definem que quando essas alterações ocorrem vagarosamente, o fenômeno é chamado de EE e quando ocorre rapidamente, ou seja, quando o envelhecimento ocorre simultaneamente com a deformação o fenômeno é denominado ED. Como os fenômenos são termicamente ativados (dependentes do tempo e temperatura), não faz sentido a afirmativa destes autores para definir os envelhecimentos estáticos e dinâmicos. Pode-se ter uma condição onde o fenômeno do envelhecimento estático, por exemplo, possa ocorrer muito rapidamente após a deformação plástica e mesmo assim ainda seria considerado estático pela terminologia.

Günduz & Cochrane (2003) diferenciam os dois tipos de envelhecimento, dizendo, de uma maneira geral, que o EE afeta a tensão de escoamento dos materiais, enquanto que o ED afeta a deformação plástica ou o comportamento do endurecimento causado pelo trabalho a frio.

Weidig et. al. (1995) conclui em seu artigo que o ED observado na laminação de arames é fortemente dependente do teor de intersticiais presentes no material e o EE, além disso, também dependeria muito do trabalho a frio. Uma outra definição dada em um trabalho

sobre trefilação de fios, é de que a o EE durante a trefilação é o resultado combinado do efeito da deformação plástica e do aumento da temperatura causado basicamente pelo calor gerado no atrito entre a fiação e o metal (Buono et. al., 1996).

Na prática, as discordâncias são linhas de defeitos que sofrem deslocamento quando o material é deformado plasticamente, em função do deslocamento dos planos cristalográficos e, tudo que tentar bloquear esse movimento, causará aumento na resistência e às vezes, fragilização no aço. A deformação plástica imposta acaba sendo acomodada pelo deslizamento dos planos cristalográficos para manter a ordenação atômica da estrutura cristalina. Átomos de C e N apresentam grande difusão e tendem a migrar para as discordâncias e mobilizando-as, aumentando a resistência do aço (Wright, 2003).

O envelhecimento pode ser encarado como maléfico e, na maioria das vezes, é indesejado nas indústrias. Porém, pode ser viável para aumentar a resistência dos materiais desde que bem controlado. Convém ressaltar que além do aumento do limite de escoamento, o envelhecimento provoca diminuição no alongamento percentual e aumento na resistência do material. Em contrapartida, esse fenômeno tem sido muito utilizado pela indústria siderúrgica e automotiva no desenvolvimento de aços Bake Hardening. Wilson & Russel (1960) afirmam que o envelhecimento não afeta a tensão de ruptura do material e que a interação entre discordâncias e átomos de soluto, é responsável pelo aumento na tensão de escoamento.

As discordâncias e os átomos de solutos intersticiais, tais como carbono e nitrogênio, possuem campos de tensão associados. Se o soluto migrar, e para isso existe uma força motriz, para uma discordância em cunha, por exemplo, haverá uma diminuição da energia interna do sistema. Após esta combinação entre a discordância e o soluto, será necessária maior energia para deslocar essa discordância, o que causará um aumento na resistência mecânica do material. Quando as discordâncias estão bem aprisionadas pelos átomos de soluto, pode-se dar a criação de novas discordâncias.

Em um ensaio de tração comum as discordâncias começam a se desprender dos solutos em algum lugar da amostra, formando a conhecida Banda de Lüders ou estrias de deformação. Esta deformação heterogênea propagar-se-á ao longo de toda amostra e a carga permanecerá praticamente inalterada, formando um patamar de escoamento constante. Este comportamento, é bom que se diga, ocorre em aços de baixo carbono. Em aços de alto carbono, simplesmente

ocorre um aumento na tensão de escoamento, sem que exista esse patamar de escoamento definido. Uma vez terminado esse processo de liberação das discordâncias, a deformação continuará pelo movimento desses defeitos cristalinos. Se houver um descarregamento e um novo carregamento no corpo de prova, não haverá aumento e muito menos patamar de escoamento. Se a descarga e a recarga forem repetidas após um determinado tempo de espera, será observado, após a recarga, novamente um patamar de escoamento definido e também um aumento deste. Isto ocorre pelo tempo disponível que os átomos intersticiais, principalmente o C e N, tiveram para migrar novamente até as discordâncias (Cetlin, 1999); (Wright, 2003).

A figura 2.12 apresenta um exemplo de envelhecimento dinâmico de um aço AISI 1020 ensaiado a uma taxa de deformação de $1.75 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

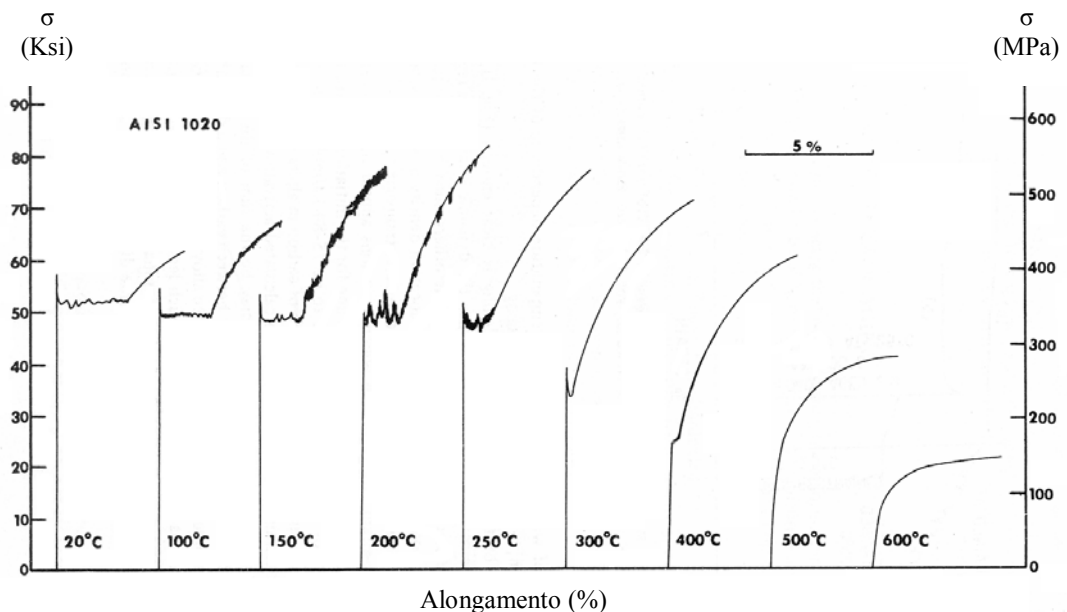


Figura 2.12: Exemplo do fenômeno do envelhecimento dinâmico a várias temperaturas de um aço AISI 1020 (Leslie,1991).

Gonzalez et. al. (2003), realizaram um trabalho para estudar o comportamento do ED em aços perlíticos e concluíram que este é muito similar ao apresentado em aços de baixo carbono, ou seja, com alterações nas propriedades mecânicas a altas temperaturas, porém com menor intensidade. Relatam dois estágios de envelhecimento. O primeiro deles, de menor intensidade e a uma temperatura entre 60 e 120°C, é o bloqueio de discordâncias por átomos de solutos intersticiais. No entanto, existe ainda um segundo estágio que não associam ao

bloqueio de discordâncias por átomos de N dissolvidos na ferrita, pelo menos nesses aços perlíticos investigados contendo teores de 23 ppm de N solúvel. Esse efeito ocorre sim, mas em baixas intensidades na curva tensão x deformação. Baseado em valores de energia de ativação, eles atribuíram que este segundo estágio do ED em aços perlíticos, ocorre devido à decomposição da cementita, causando liberação de átomos de C que bloquearão as discordâncias, conforme também foi demonstrado no trabalho realizado por Gavriljuk (2000), Languillaume et. al (1996) e Oliveira et. al. (2003). Buono et.al. (1996) estudando a trefilação também de aços perlíticos, concluíram que o aumento da resistividade elétrica junto com o tempo de envelhecimento a temperaturas acima de 100°C, é um forte indício de que a decomposição da cementita é um mecanismo controlado pelo processo de envelhecimento. Zelin (2002) também relata que a deformação plástica pode causar a dissolução da cementita, deixando a ferrita supersaturada de carbono que resultará no envelhecimento, aumentando em 5 a 6% a resistência do material. Araújo et. al. (1993) conclui que a decomposição da cementita na trefilação de um arame perlítico ocorre durante a deformação e não durante o envelhecimento. O segundo estágio de envelhecimento se deve ao mesmo motivo encontrado por Gonzalez et. al. (2003). Num estudo realizado por Buono et. al. (2004) em aços eutetóides, pode-se tirar a mesma conclusão quanto ao segundo estágio de envelhecimento. Em outro trabalho realizado por Buono et. al. (1995), também em aços eutetóides, eles atribuíram que durante a deformação plástica da perlita ocorre, já de início, o alinhamento de suas lamelas na direção do trabalho a frio e uma diminuição do espaçamento interlamelar. Após isso, teremos a fragmentação das lamelas de cementita. Se for uma perlita grosseira, essa fragmentação será por clivagem, enquanto que na perlita fina as lamelas de cementita possivelmente se deformarão plasticamente, reduzindo de espessura antes da fragmentação. Nam et. al. (2000) concluíram em seu trabalho com aços perlíticos trefilados que a dissolução da cementita durante a trefilação é afetada não pelo tamanho da colônia de perlita e sim pelo espaçamento interlamelar. Em outro trabalho, Nam & Bae (1995) estudaram o início do aparecimento de cavidades e a evolução da microestrutura, durante a trefilação de aços perlíticos. Ressaltam a importância da orientação das colônias de perlita em relação ao sentido de trefilação, pois pode-se ter diferenças significativas quanto à formação de cavidades, bem como afetar as propriedades do arame trefilado. O melhor alinhamento possível das lamelas de cementita se dá ao longo do eixo de trefilação, pois assim se evita a formação de cavidades e degradação da

trefilabilidade do material. Quando o alinhamento é transversal ao sentido de trefilação, teremos a formação de partículas de glóbulos de cementita a altas deformações.

Já Waterschoot et. al. (2003) encontraram três estágios de EE em aços bifásicos laminados a frio. O primeiro estágio estaria sendo causado pelo bloqueio de discordâncias na ferrita, o segundo devido à formação de “clusters” de C ou pela precipitação, a baixas temperaturas (mas não especifica o precipitado), de carbeto na ferrita e o último pela contração de volume da martensita devido à formação de carbeto.

2.5.1 Efeito de Elementos Intersticiais e Substitucionais

O N é um elemento muito presente na composição química dos aços, principalmente os fabricados em aciaria elétrica com fornos elétricos a arco. Sabendo controlá-lo e combiná-lo com outros elementos químicos, como por exemplo, na formação de nitretos com o V, Ti, Nb, Al ou mesmo como um átomo intersticial, este elemento pode ser muito útil. (Glodowski, 2003).

Os tamanhos dos átomos de C e N são suficientemente pequenos em comparação com o ferro, o que lhes permite entrarem no retículo cristalino da ferrita (α) e austenita (γ) como átomos de soluto intersticiais. Já com elementos metálicos como Mn, Ni e Cr, que possuem tamanhos atômicos maiores do que o C e N e ao mesmo tempo semelhantes ao ferro, o efeito será de substituição na solução sólida (Honeycombe, 1980). A tabela 2.2 apresenta um comparativo entre alguns elementos químicos e seus raios atômicos.

Tabela 2.2: Tamanho atômico de elementos não metálicos no ferro (Honeycombe, 1980).

Elemento	Raio Atômico (A)	R / r Fe
Fe - α	1,28	1,0
B	0,94	0,73
C	0,77	0,60
N	0,72	0,57
O	0,60	0,47
H	0,46	0,36

Hammerle et. al. 2004 citam em seu trabalho que o causador do envelhecimento estático a baixas temperaturas é o clássico bloqueio de discordâncias pelas atmosferas intersticiais formadas de C e N solúveis (atmosferas de Cottrell). O mesmo é citado por diversos autores como Gawne (1985); Wilson & Russel (1960); Gonzalez et. al. (2003) e Araújo et. al. (1993) em aços perlíticos; Zhao et. al. (2000) em aços bake hardening com ultra baixo teor de carbono; Staiger et. al. (2004) em aços de baixo carbono; Oliveira et. al. (2003); Buono et. al. (2004); Yalamanchili et. al. (2001) entre outros.

A segregação de soluto para as discordâncias não pára quando a atmosfera é formada, porém uma segregação subsequente tem um pequeno ou nenhum efeito sobre o desbloqueio das discordâncias (Wilson & Russel, 1960).

Tanto o C quanto o N possuem um coeficiente de difusão muito próximo no ferro (leve vantagem ao N) e distorce da mesma maneira o retículo da ferrita, o que nos indica que eles devem apresentar o mesmo poder de envelhecimento. No entanto, próximo à temperatura ambiente, a solubilidade do C na ferrita é muito menor do que a do N, em torno de 100 vezes menor, o que nos leva a atribuir ao N, todo o “mérito” do processo de envelhecimento a temperaturas baixas (Mohan & Marshall, 1998). Portanto, deve-se, para minimizar o efeito do envelhecimento, diminuir a disponibilidade de C e N na solução. Uma maneira de se fazer isso é combinando-os com outros elementos de liga.

Taheri et. al. (1995) mencionam que mesmo em condições onde o envelhecimento dinâmico não ocorre, altos teores de N no FM tornam o material susceptível ao envelhecimento estático. Dizem ainda que para evitar o envelhecimento estático e dinâmico de aços, deve-se adicionar elementos como Al e Ti. Esses elementos diminuem o teor de C e N livre no aço pois formam carbonetos e nitretos, fazendo com que o envelhecimento diminua ou até desapareça. Glodowski (2005) relata em seus testes que o índice de envelhecimento por deformação ($\Delta\sigma$) não é aumentado quando teores de N ultrapassam 60ppm, e que 5ppm de N já são suficientes para provocar alterações pequenas, na ordem de 10MPa. No entanto, dizem que como o envelhecimento numa trefilaria muitas vezes não é completado, por questões de processo (tempo e temperatura), altos teores de N podem induzir o envelhecimento. Weidig et. al. (1995) concluíram em seu trabalho que o Nb e B são mais eficientes no combate ao envelhecimento dinâmico do que o Al. Isto ocorreria devido à maior rapidez de precipitação na austenita de BN e Nb (C ou N) do que na precipitação de AlN. Glodowski (2005) não aconselha Nb, pois segundo ele pela estequiometria necessitaríamos uma razão NbN de 6.6: 1, respectivamente. Demais testes com adições de B foram feitos para trefilação de aços BTC e comprovaram a mesma eficiência em reduzir o envelhecimento, pois este se combinaria com o B para formar BN e não causaria, portanto, o envelhecimento (Yalamanchili et. al., 2001). Já Chang & Kwak (1997) estudaram o efeito do Mn no envelhecimento de chapas de aço BTC e retratam que o índice de envelhecimento diminui com o decréscimo do teor de Mn, e que aumenta com o acréscimo deste último.

Adições excessivas de Mn também podem causar fraturas do tipo cisalhantes, apesar do Mn não promover uma maior intensidade de envelhecimento após a trefilação, devido ao acréscimo na resistência final do material. Ainda, adições de Mn não teriam efeito algum no mecanismo de decomposição da cementita, durante a deformação de aços perlíticos (Araujo et. al., 1992).

Choo & Bae (2002) estudaram a influência do elemento B na trefilabilidade de aços perlíticos, uma vez que quanto maior o teor de carbono no aço menor será sua trefilabilidade em função da formação da cementita, que é uma fase “dura”. Eles concluíram que a adição de B aumenta a ductilidade e inclusive permitiu que um material fosse trefilado sem patenteamento. Em seus experimentos houve uma pequena variação na resistência do aço pela adição do B, mas desprezível.

Oliveira et. al. (2003) estudaram a influência do Cr no envelhecimento após deformação em arames de aço perlítico. Eles atribuem ao Cr, um refinamento na estrutura através da diminuição do espaçamento entre as lamelas de perlita, intensificando assim o envelhecimento e reduzindo a temperatura de transição entre o primeiro e o segundo estágio de envelhecimento. O Cr ainda não demonstrou, pelo menos na quantidade investigada de 0,25%, que desestabilizasse a cementita.

Testes foram feitos adicionando teores de Cr a aços de baixo carbono, a fim de estudar o comportamento do ED em chapas. Como resultado, tiveram a extensão da faixa do ED para altas temperaturas de laminação, se comparado com o mesmo aço com B e C porém sem a presença de Cr. O Cr e B podem ainda ser usados na laminação a quente de chapas, pois proporciona um material com bom poder de conformação (Humphreys et. al., 2002). A presença de bandas de cisalhamento não é muito desejável em se tratando de chapas, pois poderemos ter imperfeições superficiais nestas. Glodowski (2005) desaconselha o uso de Ti, pois o nitreto Ti N não é deformável, logo não serão deformados quando trefilados a frio.

O vanádio também foi um elemento usado por Karabulut & Gunduz (2004) para promover a formação de carbonitretos. Com três aços semelhantes, mas com concentrações de V diferentes, mostraram não haver um acréscimo na Tensão de Escoamento e na Tensão de Ruptura do material a 300°C, no aço que apresentava um teor de V de 0,14 % em peso. Além disso, o alongamento total desta amostra aumentou. Isso foi explicado pela diminuição de C e N livres na solução, devido à precipitação de VC e/ou VN. Os demais aços se apresentaram sensíveis ao ED. Glodowski (2005) conclui, em seu estudo com elementos de liga, que o V ofereceu o melhor resultado por aumentar a resistência do FM, aconselhando-o em aços de alto carbono onde a aplicação requer uma alta resistência mecânica. A melhor relação encontrada para eliminar o efeito do envelhecimento é quando temos uma razão mínima de V: N em torno de 4:1, envolvendo teores de N em torno de 200ppm. Em outro trabalho, Glodowski (2000) conclui ainda que o poder atribuído ao V de aumentar a resistência do material só é possível quando temos a presença do N. A liga composta de V e N contribui substancialmente para o refino de grão da ferrita numa microestrutura laminada a quente e, o mais importante, que aços testados contendo V e N não exibiram envelhecimento por deformação, ao passo que aços compostos por C-Mn o exibiram. Günduz & Cochrane (2003) concluem em seu trabalho com aços microligados ao V, o seguinte:

* Amostras resfriadas continuamente ao ar são mais susceptíveis ao ED do que amostras resfriadas num cilindro de aço inox ;

* V numa solução sólida, junto com C e N, obtido por resfriamento contínuo ao ar, removem o comportamento “serrilhado“, o fenômeno do envelhecimento dinâmico, a altas temperaturas;

* A interação entre discordâncias e clusters de V e átomos de C, entre 200 e 450°C, contribuem para o ED, causando um decréscimo na tenacidade e na temperatura de transição ao impacto, contribuindo ainda para a fragilização na zona afetada pelo calor ou ZAC.

Gawne (1985) realizou testes com aços acalmados ao alumínio para provar o efeito do envelhecimento nos aços, fixando tempos e temperaturas definidas. A tabela 2.3 apresenta a composição química utilizada em seus testes:

Tabela 2.3: Composição química em % em peso (Gawne, 1985).

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	N
K	0,05	<0,01	0,4	0,008	0,014	-	-	0,08	0,0076
L	0,05	<0,01	0,28	0,011	0,019	0,05	0,027	0,069	0,0076
M	0,05	<0,01	0,33	0,006	0,023	-	-	<0,01	0,0022

Em seus resultados, ele menciona que no aço M houve a presença de envelhecimento por deformação, enquanto que nos aços K e L, que são acalmados ao alumínio e possuem a mesma quantidade de C do aço M, porém maior quantidade de N, o efeito é ausente devido ao alumínio solúvel presente acabar reagindo com o nitrogênio, formando Nitreto de Alumínio e, removendo assim, o soluto intersticial responsável pelo envelhecimento (Gawne, 1985).

A figura 2.13 que retrata de maneira bem simples, o bloqueio de discordâncias por átomos de N.

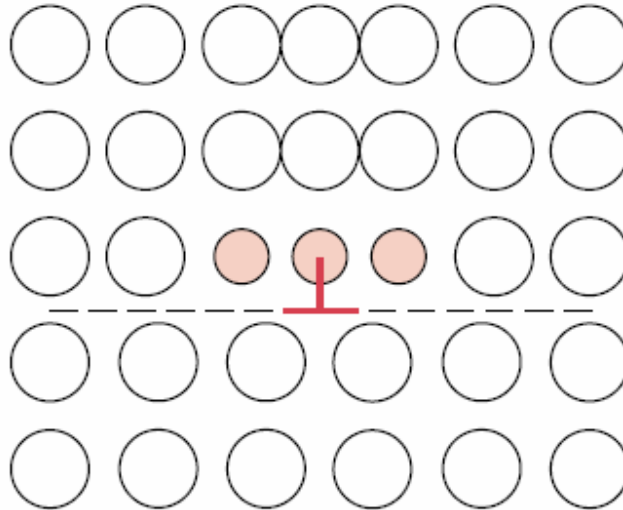


Figura 2.13: Bloqueio do movimento de discordâncias por átomos intersticiais, como por exemplo, C e N (Callister, 2001).

2.5.2 Efeito da Temperatura no Envelhecimento dos Aços

O envelhecimento é influenciado pelo tempo e pela temperatura do processo. A temperatura, por exemplo, acelera a difusão dos átomos intersticiais e, portanto, teremos para uma temperatura mais elevada o mesmo resultado final de envelhecimento, só que com uma drástica redução no tempo. Harper (1950) em seu trabalho nos traz que quando temos altas temperaturas de envelhecimento e baixas velocidades de deformação, por exemplo, é possível termos interação entre o soluto e as discordâncias durante a deformação. O atrito entre o material e a fiação, durante o processo de trefilação, pode causar um aquecimento no arame. Essa temperatura gerada na trefilação, que pode ser alta se o processo não estiver bem projetado (refrigeração, lubrificação, redução por passe, velocidade da máquina, etc...), pode ser suficiente para provocar o envelhecimento, afetando as propriedades mecânicas do material.

Wright (2003) menciona que para minimizar o envelhecimento e o aparecimento de trincas e fragilização no material, devemos procurar manter a temperatura abaixo de valores propícios ao efeito do envelhecimento. Porém, esse controle de temperatura não é muito simples, pois envolvem um sofisticado controle de resfriamento entre passes, um reprojeto nas reduções de área da máquina e um controle rígido de aquecimento dos roletes e bobinas. Ressalta ainda que a superfície do arame quando está extremamente quente, pode causar reações químicas indesejadas e também transformações de fase, que não tem qualquer influência ou ligação com o fenômeno do envelhecimento.

Staiger et. al. (2004) designam uma faixa de temperatura alcançada durante a trefilação de 50 – 150 °C para aços de baixo carbono e 150 - 250°C para aços de alto carbono. Além disso, estimam um tempo de 20 a 30 s entre um passe e outro da máquina. Gündüz & Cochrane (2003) relatam em seu trabalho com aços microligados ao V, que o ED ocorrido até 100°C é associado ao N, enquanto que em, aproximadamente, 250°C já é atribuído ao C.

Zhao et. al. (2000), relatam que a difusão do carbono no ferro afeta as propriedades mecânicas através de três mecanismos. O primeiro se refere ao aumento da tensão induzida causada pelo acúmulo de átomos de carbono em possíveis sítios intersticiais; o segundo a segregação de carbono para as discordâncias e o terceiro à precipitação de carbonetos.

Estudos feitos por Hammerle et. al. (2004) mostram que o envelhecimento para aços com baixo teor de carbono (BTC), com uma pequena pré-deformação e a temperaturas abaixo de 150°C, é causado predominantemente pelo bloqueio de discordâncias devido à presença de átomos intersticiais solúveis. Esses tempos, pré-deformações e temperaturas escolhidas seriam atingíveis pelo processo de trefilação e favoráveis à formação de atmosferas ao redor de discordâncias. De et. al. (2000), em seus experimentos com aços bake hardening, concluíram que a pré-deformação não afeta a energia de ativação para a difusão durante o processo de envelhecimento para o aço estudado. Afirmam ainda que a segregação de carbono para as discordâncias aumenta com o aumento da pré-deformação e que o valor máximo de tensão convencional para o primeiro estágio de envelhecimento (atmosfera de Cottrell) é o mesmo para qualquer taxa de pré-deformação. Isto está de acordo com o estudo elaborado por Zhao et. al (2000), também em aços bake hardening para deformações de 1; 2 e 5%.

Outro curioso dado encontrado no trabalho realizado por Taheri et. al.(1995) com aços BTC, é que só para uma temperatura de 350°C, que é uma temperatura difícil de se atingir na trefilação, teremos o início do envelhecimento na trefilação de um material com 32 ppm de N. Porém, para o mesmo aço mas com teor de 115 ppm de N, esta temperatura cairia para 250°C que é uma temperatura passível de ser atingida, caso o resfriamento da fieira, bobinas ou roldanas não estejam adequados.

3 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os testes e ensaios nos arames que estão descritos neste trabalho foram realizados parte na Siderúrgica Riograndense (SR), unidade industrial pertencente ao Grupo Gerdau, e parte no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS (LAMEF), pertencente ao Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia.

Na SR foram realizados ensaios de tração a frio, ou seja, uma caracterização das propriedades mecânicas passe a passe na temperatura ambiente, além da composição química, ensaio de enrolamento e toda a coleta dos dados do processo de trefilação. Também foi feita análise da microestrutura via Microscópio Óptico de algumas etapas desse processo e a trefilação das corridas estudadas para medição do número de quebras em função do teor de N. Na usina foi feita a trefilação total dos lotes estudados com diferentes teores de N com o objetivo de analisarmos o número de quebras por tonelada produzida e também submetê-los ao teste de enrolamento (os mesmos lotes que foram enviados para teste de tração à quente no LAMEF). As condições de processo, que não foram alteradas em virtude dos testes, e detalhes da composição química das amostras serão descritas a seguir.

No LAMEF efetuaram-se os ensaios de tração com variação de σ e com pequena variação na composição química, exceto em se tratando do elemento N.

Os corpos de prova fornecidos pela Siderúrgica Riograndense foram arames trefilados, com aproximadamente 20 cm de comprimento. No caso dos ensaios de tração à temperatura ambiente, tivemos amostras de todos os passes de trefilação a frio, já nos ensaios de tração a quente, apenas do último passe de redução (3,24mm).

A descrição detalhada dos ensaios será apresentada a seguir.

3.1 – Material

O material estudado foi o aço GG 1013 A, equivalente ao ABNT 1013, fabricado a partir de aciaria elétrica, cuja composição química nominal é apresentada na tabela 3.1:

Tabela 3.1: Composição química nominal do aço GG 1013 A, equivalente a um aço ABNT 1013 (% em peso)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	N
Mínimo	0,09	0,1	0,6	-	-	-	-	-	-
Máximo	0,16	0,25	0,9	0,04	0,05	0,2	0,2	0,04	-

3.2 – Equipamentos utilizados

3.2.1 - Análise Química

A determinação da composição química foi realizada pelo emprego dos seguintes equipamentos:

- * Espectrômetro de emissão óptica: ARL 3560
- * Espectrômetro de raios X: PHILIPS PW 2600
- * Espectrofotômetro de Absorção Atômica: VARIAN AA1475
- * LECO: CS-444LS (para análise de C e S)
- * LECO: TC-436 (para análise de N e O).

3.2.2 - Caracterização microestrutural

A preparação das amostras para estes ensaios consistiu de corte dos corpos de prova, lixamento / polimento em lixa e feltro com pasta de diamante.

Para a análise de microestrutura foi realizado ataque na superfície polida com reagente Nital 2%.

Já para a análise de tamanho de grão foi empregado ataque VILELA e NITAL 2% (detergente / nital 10%) nas amostras previamente polidas. As análises foram conduzidas pela utilização do equipamento Microscópio Óptico OLYMPUS BX60.

As análises de microestrutura e tamanho de grão do teste 1 foram realizadas em cada passe de trefilação, onde se pode observar a evolução microestrutural na medida em que reduzimos a bitola do material. A medição do grau de encruamento foi feita por método comparativo (Shubat, 1972). Os ensaios práticos de quebras por tonelada produzida foram realizados na própria máquina de trefilar.

3.2.3 – Ensaio de enrolamento

O ensaio de enrolamento foi realizado através da torção do material em torno do seu próprio eixo, equivalente a um dobramento em 1 vez o diâmetro do fio, através de uma chave própria e com o auxílio de uma morsa.

A figura 3.1 ilustra o aparelho ensaio descrito acima.



Figura 3.1. Demonstração do ensaio de enrolamento de um material, ao redor do seu próprio eixo, com o auxílio de uma “chave” apropriada e de uma morsa.

3.3 Descrição dos ensaios realizados

A coleta de corpos de prova para estudo de envelhecimento e para o estudo de propriedades mecânicas conforme a redução de área foi feita no próprio processo produtivo, ou seja, numa máquina de trefilação durante produção normal, interrompendo o processo e coletando as amostras em cada passe. Nenhuma condição de processo foi alterada em função

do teste previsto. Esta máquina estudada possui quatro passes de redução e trabalha numa velocidade de 6m/s. Uma parte do material trefilado foi destinada para a produção de pregos, partindo de um FM com bitola inicial de 5,50 mm até a bitola final 3,24 mm do arame. A outra parte do material foi usada como fio de aço para concreto armado, tipo CA60, onde foram realizados os testes de enrolamento. Em cada passe da máquina, onde se tem uma bitola intermediária até a bitola final, foram retiradas amostras e estas foram encaminhadas para análise.

Para se descobrir o número de quebras por tonelada produzida de material, foi acompanhado junto à máquina em questão a trefilação de cerca de 20 toneladas de cada lote estudado e anotou-se o resultado numa planilha. Esses lotes foram destinados posteriormente na produção de arame para pregos. Convém ressaltar que são vários os fatores que causam rupturas do material durante o trabalho a frio. Para tentar minimizar essas variáveis, alguns cuidados foram feitos para a trefilação de cada um dos 3 lotes de 20 toneladas, como por exemplo, trabalhar com jogos de feiras novas, usar o mesmo tipo de lubrificante e em estado novo, realizar os testes com o mesmo operador e durante o mesmo turno, desconsiderar pedaços de arame ou FM que foram soldados, trabalhar com a mesma velocidade de máquina. Para o estudo de propriedades mecânicas para cada redução de área, coletaram-se amostras de 20 cm de comprimento em todos os passes. As reduções de área e os diâmetros finais dos arames podem ser vistas na tabela 3.2.

A redução de área (r) foi calculada sempre em função da bitola inicial do FM, ou seja, acumulando a cada passe de trefilação e seguiu a seguinte fórmula:

$$r = 1 - \left(\frac{d}{d_0} \right)^2$$

Onde:

d_0 = Diâmetro inicial;

d = Diâmetro final.

Tabela 3.2 – Redução da bitola do arame em cada passe de trefilação, tendo como base o passe inicial (redução de área acumulativa)

	Passe 0	1° Passe	2° Passe	3° Passe	4° Passe
Bitola (mm)	5,48	4,78	4,09	3,62	3,24
Redução em Área (%):	-	24	44	56	65

Em seguida estas amostras foram levadas ao laboratório, onde foram realizadas análises de composição química e microestrutural, e ensaio de tração medindo-se principalmente, tensão de escoamento, tensão de ruptura e alongamento.

As amostras com teores variados de N (96; 122 e 166ppm) foram submetidas a um teste de enrolamento para que se fosse verificado o seu desempenho prático quando usado pelo cliente. Pela norma NBR7480 um fio de aço para concreto armado CA60, com menos de 20 mm de diâmetro, deve ser dobrado através de um pino de dobra com no máximo 5 vezes o diâmetro do fio sem que o material apresente trincas ou rompa. Como se sabe que essa não é a realidade do mercado foi resolvido dobrar o material através do seu próprio eixo, ou seja, em 1 vez o diâmetro do fio, o que significa submeter o fio a um teste muito mais rigoroso e agressivo.

Para os testes de tração a quente escolheram-se amostras somente do último passe de trefilação desta mesma máquina e com composição química semelhantes, com exceção e propositadamente, do elemento N. Estas amostras, que se conservaram a 0°C, foram levadas ao LAMEF onde existe uma máquina de tração com um forno acoplado. O forno foi ajustado para a temperatura desejada, medida através de três termopares distribuídos ao longo do mesmo. Assim que a temperatura desejada foi atingida, as amostras foram retiradas da geladeira e rapidamente recolocadas no forno, até que novamente a temperatura de trabalho fosse atingida. Com isso foi possível realizar os testes de propriedades mecânicas a diferentes temperaturas numa mesma taxa de deformação (constante) e verificar a existência ou não do fenômeno de envelhecimento dinâmico. A taxa de deformação usada neste ensaio de tração a quente foi de 4×10^{-4} (1/s). No teste de significância do ensaio, o erro calculado para os ensaios realizados ficou em torno de 0,8 Kgf/mm².

A figura 3.2 apresenta a metodologia utilizada na realização deste trabalho.

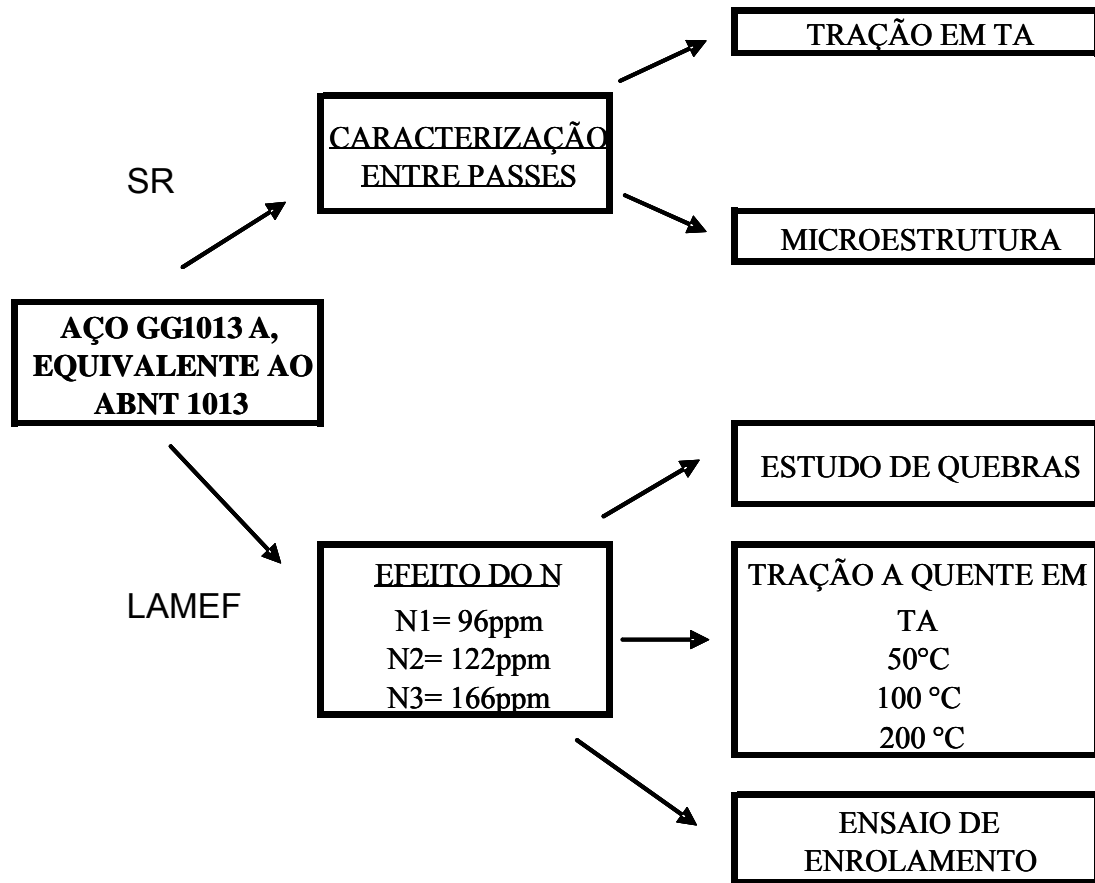


Figura 3.2: Metodologia usada no trabalho.

4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

A seguir serão apresentados os resultados obtidos nos ensaios à tração de cada passe de trefilação, os dados obtidos de quebras por tonelada de material produzido, resultado do ensaio de enrolamento e também do ensaio de tração a quente, a diferentes temperaturas numa mesma taxa de deformação.

4.1 - Caracterização do material trefilado entre passes

4.1.1 Análise química

O aço usado para este estudo foi o GG 1013 A, similar ao aço ABNT 1013, cuja composição química é apresentada na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química do aço GG 1013 A, equivalente a um aço ABNT 1013 (% em massa e teor de N em ppm).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N
0,11	0,20	0,69	0,01	0,03	0,07	0,08	0,02	0,22	79

4.1.2 Análise microestrutural das amostras

Foi realizada uma análise da microestrutura longitudinal de cada passe para que se pudesse verificar o grau de encruamento e o alongamento dos grãos ao longo do trabalho a frio.

A figura 4.1 mostra a microestrutura longitudinal do FM. Nela é possível notar que a estrutura do material é típica de um material que não sofreu nenhum tipo de trabalho a frio

(trefilação). Seus grãos não se apresentam alongados ou orientados e possuem um tamanho ASTM 8.

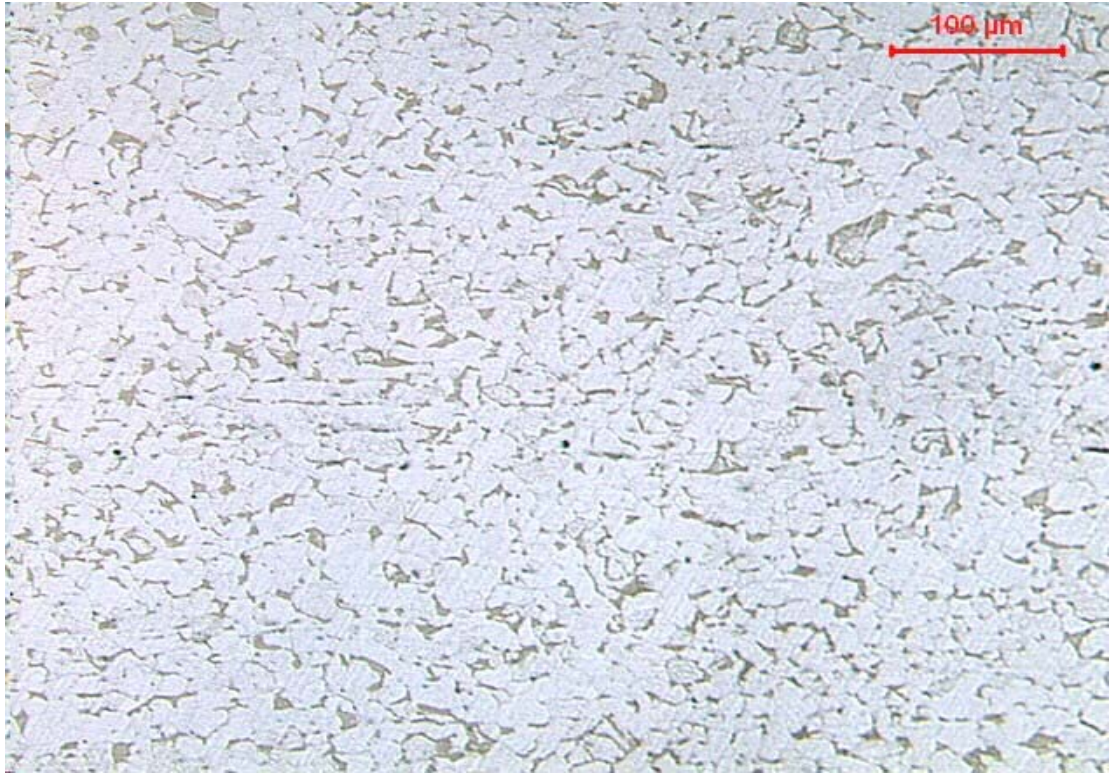


Figura 4.1. Microestrutura da região longitudinal do FM com diâmetro de 5,48mm ou P0 (Passe 0) e TG ASTM 8. (200x)

A figura 4.2 mostra a microestrutura longitudinal de um arame cujo dimensional foi reduzido de 5,48mm, passou a 4,78 e depois novamente reduzido a 4,09mm, representando uma redução de área de 44%, conforme apresentado na tabela 3.2.

Nota-se que a estrutura do material já apresenta grãos menores e que o mesmo já sofreu trabalho a frio. Seus grãos se apresentam alongados ou orientados no sentido de trefilação e com uma taxa de encruamento de 50%.

Não foi colocada no trabalho a foto da microestrutura intermediária entre o P1 e P2, pois ela não apresentou nenhuma diferença significativa da já apresentada na figura 4.2.



Figura 4.2. Microestrutura da região longitudinal de um arame com dimensional de 4,09mm ou P2 (Passe 2), com taxa de encruamento de 50%. (200x)

A figura 4.3 mostra a microestrutura longitudinal do material após o passe P3, ou seja, com 56% de redução (material sofreu a mesma redução acima mencionada e mais uma até 3,62mm, conforme tabela 3.2). Já se pode notar que a estrutura do material apresenta grãos menores e alinhados no sentido da trefilação, com uma taxa de encruamento de 70%.



Figura 4.3. Microestrutura da região longitudinal do arame com bitola de 3,62mm ou P3 (Passe 3), com taxa de encruamento de 70%. (200x).

A microestrutura apresentada na figura 4.4 demonstra grãos bem menores que os anteriores e uma estrutura fortemente alinhada no sentido de trefilação. O grau de redução nesse passe, P4, foi de 65%, ou seja, de 5,48mm a 3,24mm e sua taxa de encruamento foi de 80%.



Figura 4.4. Microestrutura da região longitudinal do P4 (Passe 4). Arame com dimensional de 3,24mm, com taxa de encruamento de 80%. (200x).

4.1.3 Propriedades mecânicas

Na tabela 4.2 serão apresentados os resultados das propriedades mecânicas em cada passe de trefilação (tensão de escoamento, tensão de ruptura e alongamento)

Tabela 4.2 – Resultado das propriedades mecânicas a cada passe de trefilação

Passe	σ_e (kgf/mm ²)	σ_r (kgf/mm ²)	Alongamento (%)
0	33	48	34
1	66	70	8
2	76	80	5
3	82	84	6
4	84	87	6

O resultado das propriedades mecânicas do material após cada passe de trefilação, indica um crescente aumento na tensão de escoamento e na tensão de ruptura, conforme o material sofre trabalho a frio.

O alongamento já sofre um efeito diferente do descrito acima, ou seja, vai diminuindo na medida em que aumenta o trabalho a frio. Já no primeiro passe de trefilação cai bastante, de 34 passa a 8% e no passe seguinte cai para 5%, permanecendo constante nos passes posteriores (em torno de 5 a 6%). Isto pode ser notado na figura 4.5.

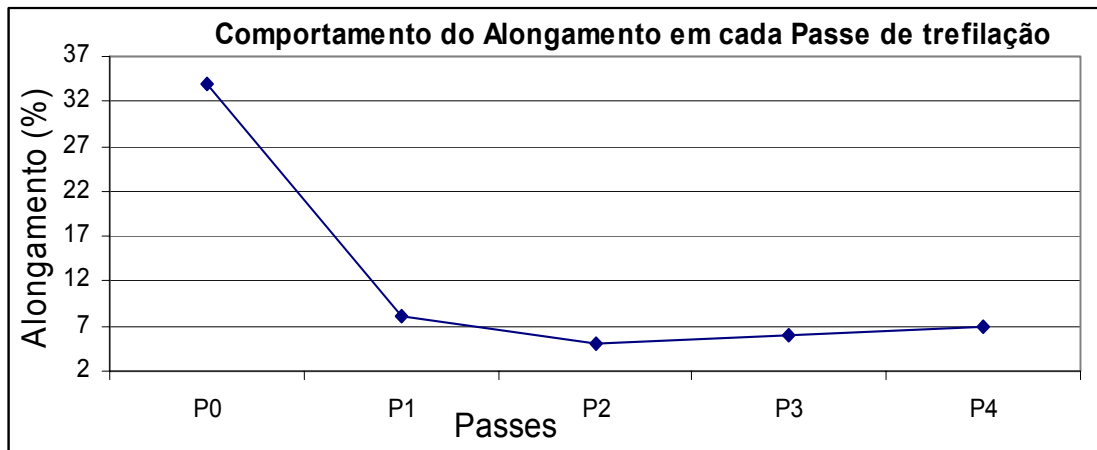


Figura 4.5: Resultado do alongamento em função da redução de área no processo de trefilação.

A figura 4.6 apresenta um gráfico relacionando a tensão de escoamento vs deformação em cada passe de trefilação, onde P0 é o ensaio do próprio FM e de P1 a P4 temos as reduções de área em ordem crescente, ou seja, de 5,48mm (P0) até 3,24mm que é a bitola final do produto.

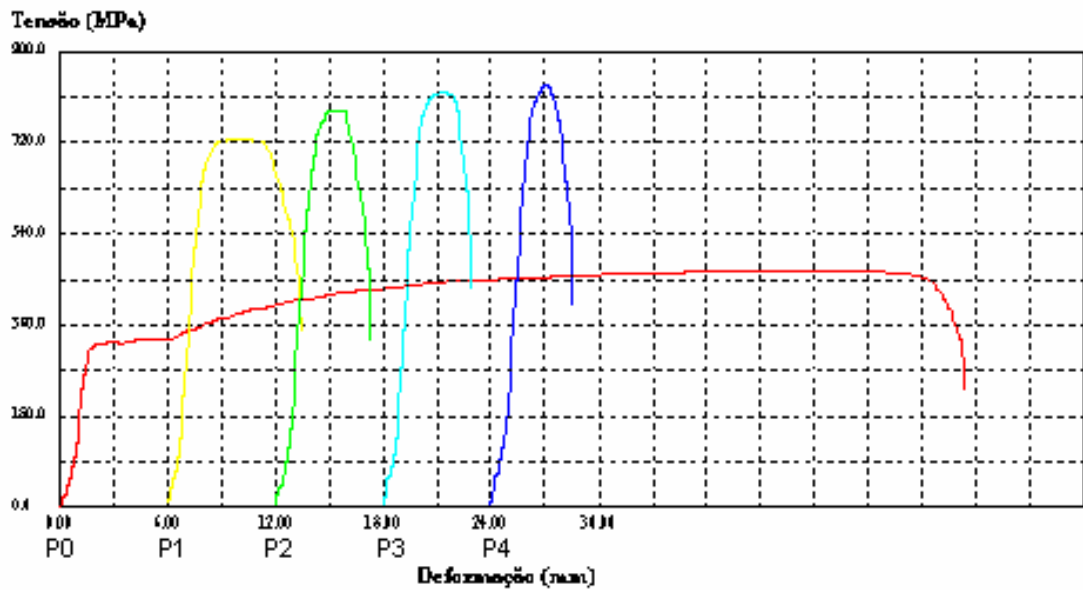


Figura 4.6: Curva de tensão x deformação em função das reduções de área durante a trefilação do material estudado.

Estes resultados das propriedades mecânicas encontram-se de acordo como que foi visto na revisão de literatura do capítulo 2, conforme já era esperado.

4.2 – Efeito do teor de N no ensaio de tração a quente

Para estes ensaios foram usados aços com diferentes teores de N, cuja composição química apresenta-se na tabela 4.3. Estas amostras foram denominadas N1, N2 e N3, onde o teor de N aumenta conforme o número das amostras. As temperaturas escolhidas nesse experimento foram: Temperatura ambiente (20), 50, 100 e 200 °C.

Tabela 4.3: Composição química do aço GG 1013 A, equivalente a um aço ABNT 1013 (% em massa e o teor de N em ppm)

	C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	Mo	Sn	N
N1	0,13	0,81	0,3	0,024	0,018	0,15	0,06	0,05	0,017	0,02	96
N2	0,12	0,64	0,18	0,037	0,021	0,231	0,09	0,076	0,022	0,02	122
N3	0,12	0,62	0,2	0,032	0,02	0,237	0,06	0,06	0,017	0,029	166

4.2.1 - Propriedades mecânicas

Na tabela 4.4 são apresentados os resultados das propriedades mecânicas das amostras estudadas em cada temperatura escolhida.

Tabela 4.4 – Resultados das propriedades mecânicas em função do teor de N para cada temperatura sendo T em °C e σ_e e σ_r em (kgf/mm²).

Amostras	T	σ_e	σ_r
N1	Ambiente	70,0	69,7
	50	70,3	69,7
	100	69,3	68,9
	200	68,0	67,4
N2	Ambiente	70,0	69,5
	50	70,2	69,4
	100	68,7	68,0
	200	69,4	68,8
N3	Ambiente	74,7	74,0
	50	74,6	73,7
	100	73,5	73,2
	200	73,8	73,5

Os resultados das propriedades mecânicas em função da temperatura podem ser visualizados também, nas figuras 4.7 a 4.10.

Na figura 4.7 se pode verificar um aumento sutil na tensão de escoamento e tensão de ruptura nas duas primeiras temperaturas, a ambiente e a 50°C, e também uma diminuição das mesmas em 100 e 200°C. Essa composição química apresenta o menor teor de nitrogênio, ou seja, em torno de 96 ppm conforme a tabela 4.3.

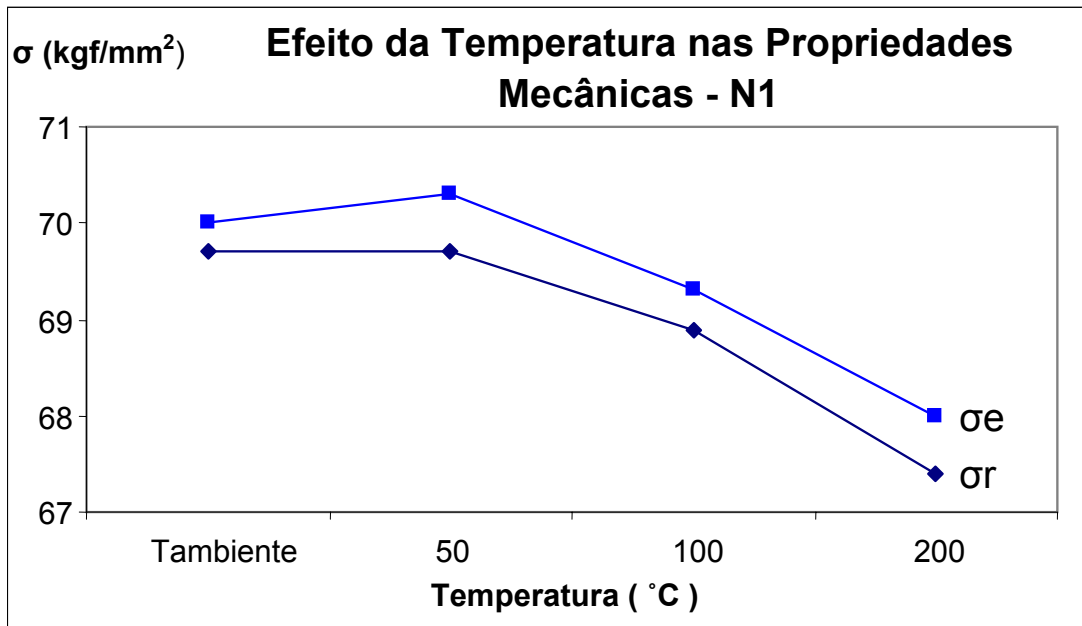


Figura 4.7: Variação da Tensão de Escoamento e da Tensão de Ruptura da amostra N1, em função do aumento de temperatura.

Na amostra N2 podemos verificar pouca variação de σ_e e σ_r nas duas temperaturas iniciais, um decréscimo em ambas à 100°C e um novo acréscimo a 200°C, conforme figura 4.8. As diferenças não são significativas. Essas amostras apresentam, conforme tabela 4.3, um teor de N de 122ppm.

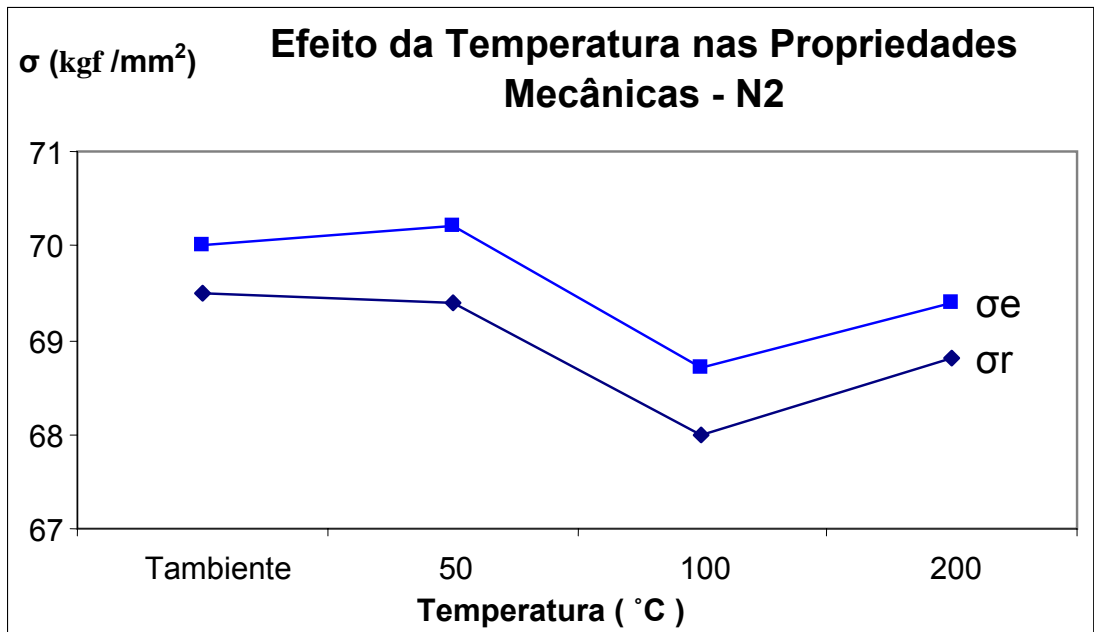


Figura 4.8: Variação da Tensão de Escoamento e da Tensão de Ruptura da amostra N2, em função do aumento de temperatura.

A figura 4.9 nos mostra um declínio de σ_e e σ_r nas três primeiras temperaturas estudadas e um aumento em 200°C, porém numa pequena proporção e portanto insignificante na prática. Essas amostras apresentam um teor de N de 166ppm, como mostrado na tabela 4.3.

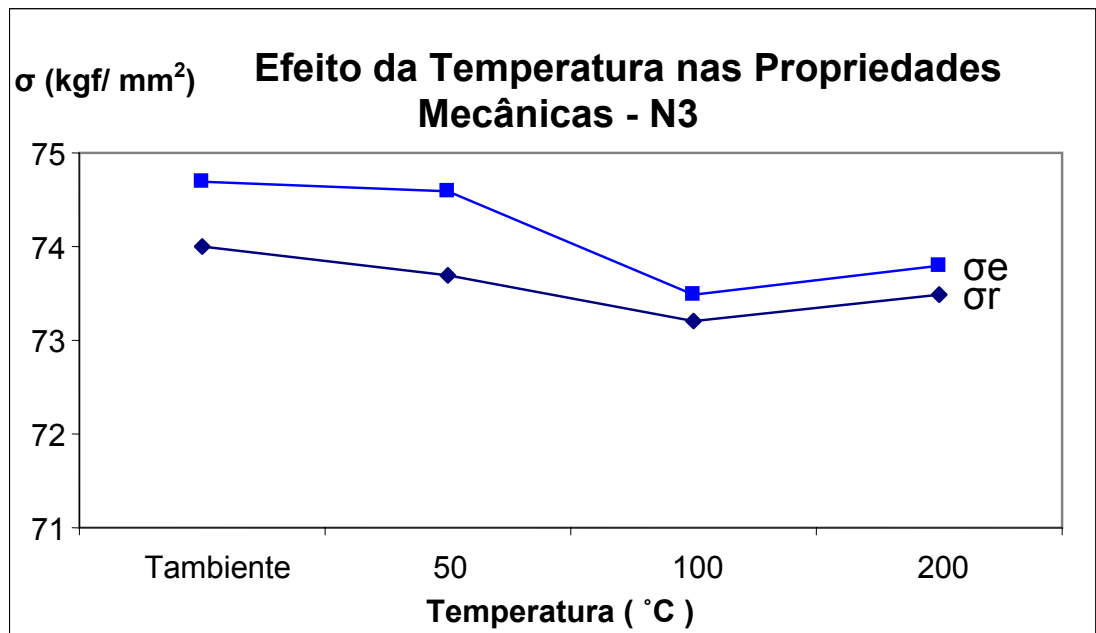


Figura 4.9: Variação da Tensão de Escoamento e da Tensão de Ruptura da amostra N3, em função do aumento de temperatura.

Agrupando os três tipos de materiais estudados e juntando-os num mesmo gráfico, temos as seguintes curvas representadas nas figuras 4.10 e 4.11.

Nota-se na figura 4.10 que a amostra N3, cujo teor de N é o mais alto entre as amostras, possui valores de escoamento bem mais significativos do que as demais amostras estudadas neste trabalho. As outras duas ficam muito parecidas nas três primeiras temperaturas e distanciam-se levemente em 200°C, mas uma diferença insignificante.

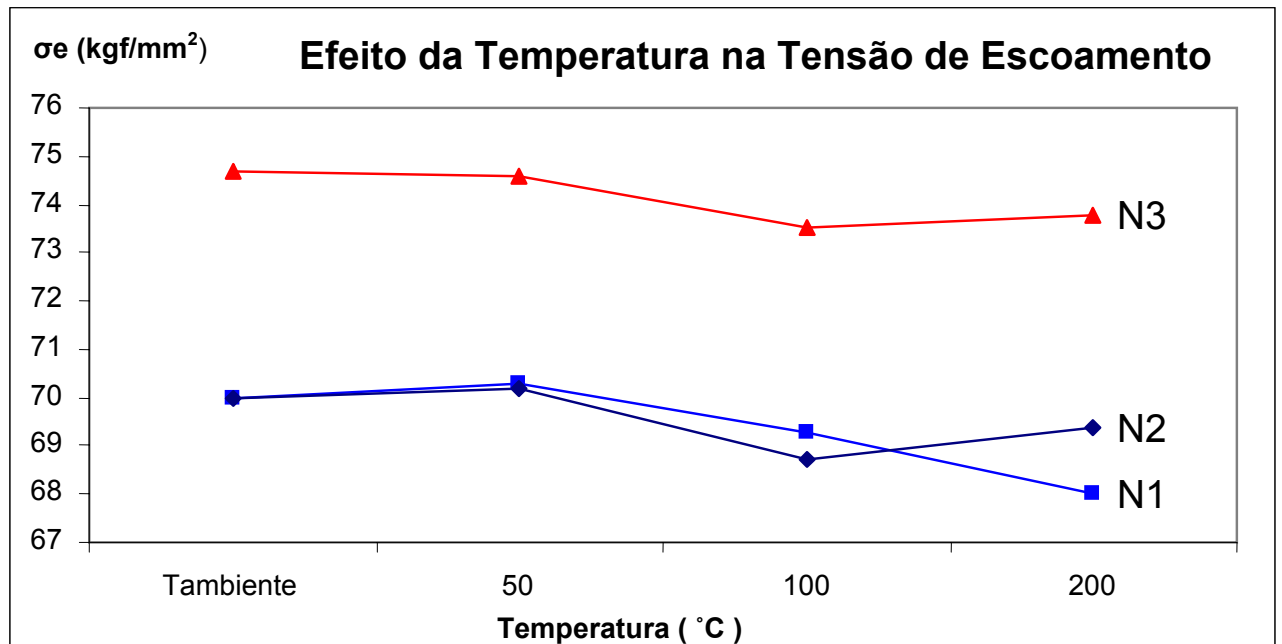


Figura 4.10: Variação da Tensão de Escoamento em função do aumento de temperatura, das três amostras estudadas.

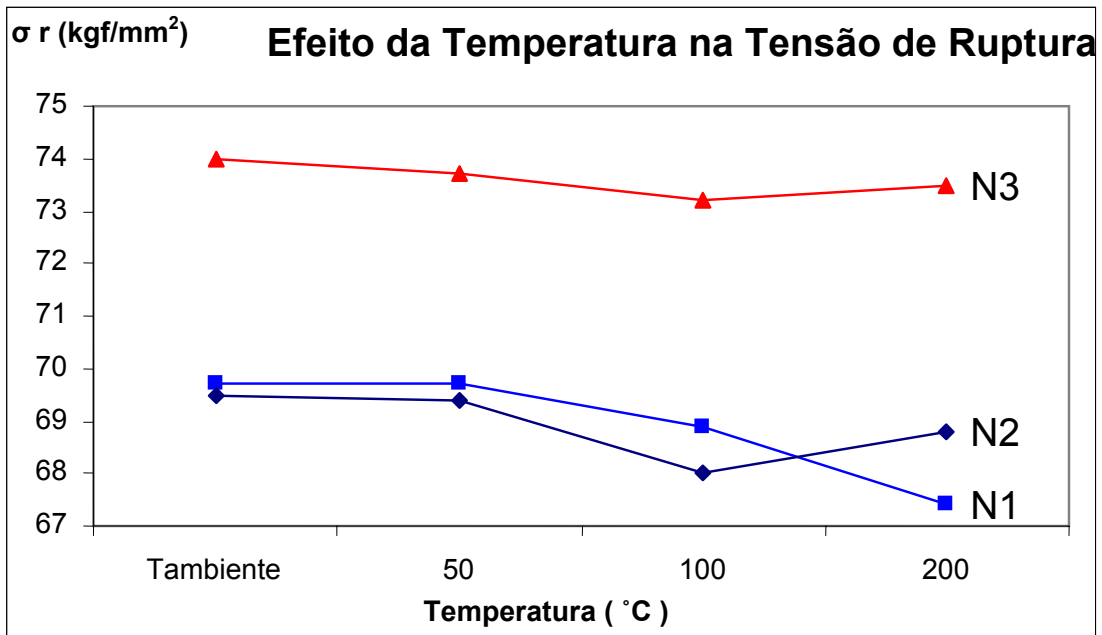


Figura 4.11: Variação da Tensão de Ruptura em função do aumento de temperatura, das três amostras estudadas.

Aqui na figura 4.11 a observação é muito semelhante do que foi dito sobre a figura 4.10, ou seja, a tensão de escoamento e a de ruptura seguem o mesmo comportamento. Em N3 temos os maiores valores enquanto que N2 e N1 são parecidas nas temperaturas estudadas mas se diferem em 200°C, onde N2 leva pequena vantagem sobre N1. Essa vantagem não parece ter significância prática.

Analisando os resultados acima descritos, se pode dizer que as diferenças tanto na tensão de escoamento quanto na de ruptura, não são significativas e não possuem importância prática relevante. Apesar de existirem diferenças, de 1 a 2 kgf/mm², não podemos dizer que houve o fenômeno do envelhecimento, ainda mais considerando um erro estatístico nos ensaios de 0,8kgf/mm².

4.3 – Análise de enrolamento das amostras

As mesmas amostras com diferentes teores de N que foram estudadas no teste de envelhecimento, sofreram um ensaio de enrolamento ao redor do seu próprio eixo, com o intuito de simularmos seu pior comportamento em campo, quando conformado ou dobrado por algum cliente no uso final.

O resultado deste ensaio está mostrado na figura 4.12 a 4.14 onde temos a fotografia do desempenho de cada amostra, N1, N2 e N3.

Na figura 4.12 podemos verificar que não existe fissura na amostra N1 quando esta submeteu-se ao ensaio de enrolamento.



Figura 4.12 Foto do resultado do ensaio de enrolamento da amostra N1.



Figura 4.13: Resultado do ensaio de enrolamento da amostra N2.

Já na figura 4.13, podemos notar a amostra N2 apresenta fissuras em determinados locais do material, o que é indesejável ao cliente.

Na figura 4.14 podemos observar que a amostra N3 rompeu quando foi submetida ao ensaio de enrolamento. Ela foi, portanto, reprovada para venda e comercialização.



Figura 4.14: Resultado do ensaio de enrolamento da amostra N3, que demonstra o rompimento do material após dobramento.

Nestes ensaios práticos foi possível observar, através dos resultados obtidos, que conforme o teor de N aumenta, maiores são as chances de ocorrerem fissuras ou até mesmo rompimento do produto final quando o mesmo é submetido a um ensaio de dobramento ou enrolamento através do seu próprio eixo.

A amostra N3, com 166ppm de N, chegou a romper após o ensaio de dobramento, enquanto a N2 com 122ppm sofreu apenas algumas fissuras e a amostra N1, com 96ppm de N, nada sofreu quando ensaiada.

Este ensaio é realizado para termos uma idéia do comportamento prático do produto quando utilizado pelo consumidor final. Na construção civil, os arames para concreto armado são dobrados pelos operários para a fabricação de estribos que farão parte das estruturas metálicas das colunas, vigas, pilares, etc. Este processo de dobramento, embora normatizado, é feito de várias maneiras pelos operários e muito artesanal, o que faz com que o produto deva ser superdimensionado para resistir às piores condições de trabalho sem romper.

Em função do resultado obtido, não é recomendável o uso deste aço estudado com mais de 120ppm de N para esta finalidade, pois o produto final se torna vulnerável ao teste de enrolamento e pode romper quando dobrado. O que se pode fazer é adicionar elementos de liga a este aço para diminuir este efeito do N. O Vanádio é uma excelente opção para esta finalidade.

4.4 –Análise das quebras por tonelada do material trefilado

Os dados coletados no processo produtivo em relação a quebras por tonelada de cada amostra estudada, estão descritos na figura 4.15.

Lembrando que não foi alterado nenhum parâmetro do processo produtivo para a trefilação desses lotes, e que se utilizou cerca de 20 toneladas de cada amostra para a coleta final dos dados.

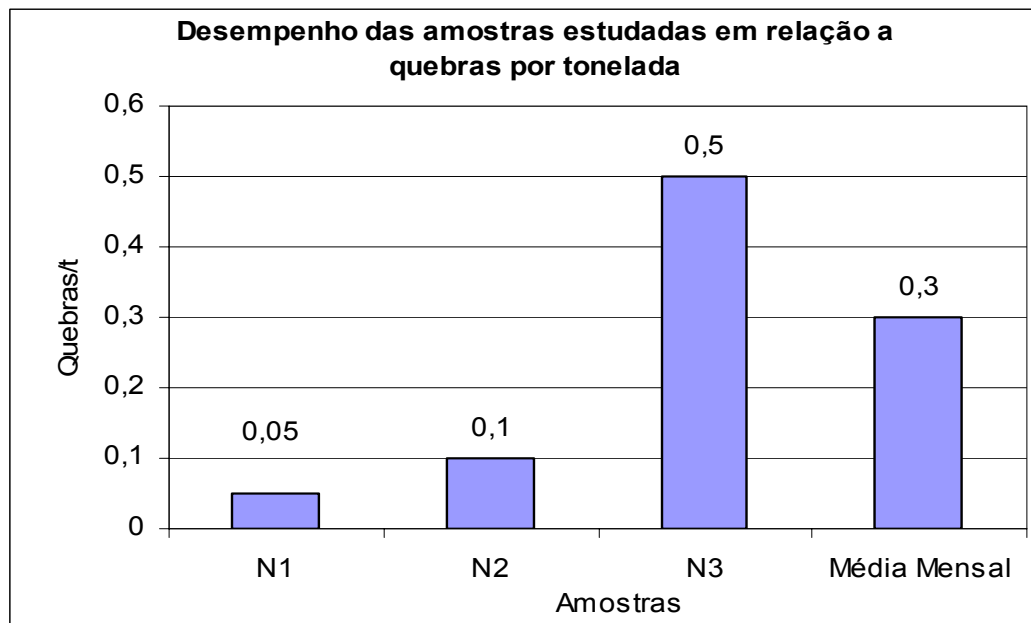


Figura 4.15: Gráfico que demonstra a variação do número de quebras por tonelada de cada amostra estudada e também a média geral mensal de todos os aços e bitolas.

O desempenho do processo, medido em quebras por tonelada produzida (q/t), nos indica uma maior interrupção ou parada no processo quando se trabalha com maior concentração do elemento N no aço estudado.

A amostra N3, com 166ppm de N, teve o maior número de quebras por tonelada dentre as amostras, inclusive ficando bem acima da média mensal histórica do aço estudado, ou seja, o aço GG1013 –A. A amostra N3 teve 0,5 q/t enquanto a amostra N1 apresentou-se com 0,05 q/t e a N2, por sua vez, com 0,1 q/t.

Em função do resultado obtido nesse teste, não recomendamos o uso de teores de N superior a 120ppm neste aço GG1013 A, quando trefilado até 3,24mm ou abaixo disso. O valor ideal é o da amostra N1, ou seja, ficando em torno de 100ppm de N.

Estes resultados apresentados estão coerentes com o que foi mencionado na revisão de literatura no capítulo 2, segundo Taheri et. al. (1995).

5 – CONCLUSÕES

Tendo como base os resultados obtidos nesse trabalho para o aço GG 1013-A, trefilado de uma bitola inicial de 5,50mm até 3,24mm em quatro passes, podemos tomar as seguintes conclusões:

*Conforme diminuimos a secção transversal do material trefilado, temos um aumento na Tensão de Escoamento e na Tensão de Ruptura. Já o alongamento sofre uma queda brusca no primeiro passe e depois acaba se estabilizando

*Amostras com teores de 122ppm de N apresentaram trincas no ensaio de dobramento, enquanto outras com 166ppm do mesmo elemento romperam no mesmo ensaio sendo, portanto, reprovadas para uso.

*Quanto maior o teor de N presente no aço estudado, independente da temperatura, maiores serão a Tensão de Escoamento e de Ruptura do material.

*Para usarmos aços com teores acima de 122ppm de N, para aços que devem submeter-se ao ensaio de dobramento, faz-se necessário utilizar elementos de liga que reajam com o N e diminuam o seu efeito fragilizante.

*Para o aço estudado e na condição escolhida para teste, ou seja, ensaio de tração a quente com uma taxa de deformação de 4×10^{-4} (1/s), não houve envelhecimento nas temperaturas estudadas.

*Quanto maior o teor de N presente no aço, pior será o desempenho ou a trefilabilidade do material, aqui refletido pelo indicador quebras por tonelada. Recomendamos para o aço e aplicação estudadas, um teor máximo de 110ppm de N.

6 – SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS

Este trabalho realizado poderá ser bem complementado pelas seguintes sugestões de trabalhos futuros:

* Fazer o mesmo estudo para outros tipos de aços, principalmente para aços com alto teor de carbono, avaliando o comportamento do envelhecimento e o desempenho no processo medido pela trefilabilidade desses materiais;

* Usar este mesmo aço nas condições de processo propostas aqui, porém com diferentes temperaturas de envelhecimento, principalmente o que ocorre entre 100 e 200°C, a teores de N mais elevados;

* Comparar o já conhecido e consagrado processo de trefilação com um novo processo que vem sendo testado e aprovado pelas trefilarias, que é a laminação a frio através de cassetes laminadores;

* Estudar a influência dos elementos de liga no envelhecimento e propriedades mecânicas do mesmo aço ABNT1013;

* Conhecer detalhadamente as causas que levam à ruptura do material quando este é trefilado, através de ferramentas estatísticas e de projetos de experimentos que possam isolar algumas das muitas variáveis existentes;

* Catalogar os diversos tipos de quebras encontradas durante o trabalho a frio, relacionando-as com suas principais causas;

* Aprofundar estudos no aço ABNT1013 com adição do elemento vanádio. Entender o real motivo que leva os arames para concreto armado ficarem mais resistentes quando sofrem dobramento de campo pelos clientes;

7 - REFERENCIAS

Fieiras utilizadas na fabricação de arames de aço carbono. Disponível no site: <http://www.diametro-fieiras.com.br/portugues/menu/diamantepolicristalino.htm>. Acessado em 10/10/2005.

AGUILAR, M. T. et al. **Work Softening of Drawn Low Carbon Steel Bars**. Materials Research, Vol. 4, No 2, p. 87-91, 2001.

ARAUJO, F. G. et al. **The Effects of Manganese Content on the Mechanical Properties of Drawn Pearlitic Steel Wires**. Wire Journal International, p. 57-61, Dec 1992.

ARAUJO, F. G. et al. **A. Cementite Decomposition and the Second Stage Static Strain Aging of Pearlitic Steel Wires**. Wire Journal International, p. 191-194, Feb 1993.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 7480 Barras e fios de aço destinados a armaduras para concreto armado. NBR 7481 Tela de aço soldada – Armadura para concreto**. Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro: ABNT, 2004.

BUONO, V. T. L. et al. **Analysis of The Decomposition of Cementite During Strain Aging of Pearlitic Steels by Electrical Resistivity Measurements**. II Conferência Técnica Internacional sobre Tecnologia de Fios e Arames, São Paulo: ABM, 1996.

BUONO, V. T. L. et al. **Variação do Espaçamento Interlamelar da Perlita com a Deformação por Trefilação de Aços Eutetóides**. II Seminário de Trefilação de Arames, Barras e Tubos de Metais Ferrosos e não Ferrosos, São Paulo: ABM, 1995.

BUONO, V. T. L. et al. **Cinética do Envelhecimento Após a Deformação em Fios de Aços Eutetóides**. <<http://www.coppe.ufrj.br/~notimat/materia/Vol2N1/artigo1/artigo.htm>. Acesso em 28 OUT.2004.

BUTTON, S. T. **Trefilação: Programa de Educação Continuada**. São Paulo: ABM, 2001.

CAGNA, C. ; CEPEDA, C. **Control de Proceso en una Trefilacion. II Conferência Técnica Internacional sobre Tecnologia de Fios e Arames**. São Paulo: ABM, 1996

CALLISTER, W. D. Jr. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. John Wiley & Sons, Inc., 5a ed., p. 209, 2001.

CHANG, S. K.; KWAK, J. H. **Effect of Manganese on Aging in Low Carbon Sheet Steels**. ISIJ international, Vol. 372, N° 01, p. 74 – 79, 1997.

CETLIN, P. R. **Trefilação Básica**. Apostila do Curso de Trefilação, Sapucaia do Sul, 2004.

CETLIN, P. R. Módulos de Treinamento em Trefilação. Sapucaia do Sul, 1999.

CHIN, R. K. ; STEIF, P. S. **A Computacional Study of Strain Inhomogeneity in Wire Drawing**. Int. J. Mach. Tools Manufacture, Vol. 35, No 8, p. 1087- 1098, Aug 1994.

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. S47 – S51, 2002.

DE, A. K. et al. **Effect of Dislocation Density on the Low Temperature Aging Behavior of an Ultra Low Carbon Bake Hardening Steel**. Journal of Alloys and Compounds, Vol. 310, p. 405 – 410, 2000.

DUA, S. K. et al. **Metallurgical Investigation into the Causes of Premature Failure of Steel Wires and Screws During Manufacture**. Journal of Failure Analysis and Prevention, Vol. 42, p. 17-23, Apr 2004.

DOVE, A. B. **Steel Wire Handbook**. USA: The Wire Association International INC, Vol 1, 3ª ed., 1979.

EL - DOMINATY, A. ; KASSAB, S. Z. **Temperature Rise in Wire-Drawing**. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 83, p. 72 – 83, 1998.

ENGHAG, P. **Steel Wire Technology**. Sweden : Repro Örebro University, 3^a ed., 2003.

FOLDYNA, V. ; PURMENSKY, J. ; KUBON, Z. **Development of Advanced Chromium Steels with Respect to Microstructure and Structural Stability**. ISIJ International, Vol. 41, p. s81 – s85, 2001.

GAVRILJUK, V. G. **Comment on “ Effect of Interlamellar Spacing on Cementite Dissolution During Wire Drawing of Pearlitic Steel Wires**. Scripta Materialia, Vol. 45, p. 1469-1472, 2001.

GAWNE, D. T. **Strain Aging and Carbide Precipitation in Aluminium-Killed Steels**. Materials Science and Technology, Vol. 01, p. 583-592, Aug 1985.

GLODOWSKI, R. J. **Nitrogen Strain Aging in Microalloyed Steels**. ISSTech Conference Proceedings, p. 763-772, Apr 2003.

GLODOWSKI, R. J. **Nitrogen Strain Aging in Ferritic Steels**. Wire Journal International, p. 70 – 75, Jan 2005.

GLODOWSKI, R. J. **Vanadium-Nitrogen Microalloyed HSLA Strip Steels**. Proceedings, The 4th International Conference on High Strength Low Alloy Steel, China : 2000.

GONZALEZ, B. M. et al. **Measurement of Dynamic Strain Aging in Pearlitic Steels by Tensile Test**. ISIJ International, Vol. 43, No 03, p. 428 – 432, 2003.

GUNDÜZ, S. ; COCHRANE, R. C. **Effect of Dynamic Strain Aging on Mechanical Properties of Vanadium Microalloyed Steel**. Materials Science Technology, Vol. 19, p. 422-428, Apr 2003.

GZESH, D. P. **Selecting the Best Lubricant for Wire Drawing**. Wire and Cable Technology International, p. 30-31, May 2004.

HAGLUND, B. O. ; ENGHAG, P. **Characterization of Lubricants Used in the Metalworking Industry by Thermoanalytical Methods**. Termochimica Acta, p. 493-499, No 282/283, 1996.

HAMMERLE, J. R. ; ALMEIDA, L. H. ; MONTEIRO, S. N. **Lower Temperatures Mechanism of Strain Aging in Carbon Steels for Drawn Wires**. Scripta Materialia, Vol. 50, p. 1289 – 1292, 2004.

HARPER, S. **Precipitation of Carbon and Nitrogen in Cold-Worked Alpha-Iron.** *Physical Review*, Vol. 83, No 4, p. 709-712, Aug 1951.

HILLERY, M. T. ; McCABE, V. J. **Wire Drawing at Elevated Temperatures Using Different Die Materials and Lubricants.** *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 55, p. 53-57, 1995.

HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels Microstructure and Properties.** London : Edward Arnold, 1982.

HUMPREYS, A. O. et al. **Effect of Chromium and Boron Additions on the Warm Rolling Behavior of Low Carbon Steel.** *ISIJ International*, Vol. 42, p. S52 – S56, 2002.

KARABULUT, H. ; GUNDUZ, S. **Effect of Vanadium Content on Dynamic Strain Ageing in Microalloyed Medium Carbon Steel.** *Materials and Design*, Vol. 25, p. 521-527, 2004.

KO, D. ; KIM, B. **The Prediction of Central Burst Defects in Extrusion and Wire Drawing.** *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 102, p. 19-24, 2000.

LANGUILLAUME, J. ; KAPELSKI, G. ; BAUDELET, B. **Cementite Dissolution in Heavily Cold Drawn Pearlitic Steel Wires.** *Acta Materials*, Vol. 45, No 3, p. 1201-1212, 1997.

LESLIE, W. C. **The Physical Metallurgy of Steels.** Techbooks India, 1991.

MAXWELL, T. **Importance of Wire Contact Point.** *Wire and Cable Technology International*, p. 56-57, Nov 2001.

MCLENNAN, J. E. **The Strain Ageing of Mild Steel.** *Acta Metallurgica*, Vol. 13, p. 36-45, Dec 1965.

MOHAN, R. ; MARSCHALL, C. **Cracking Instabilities in a Low-Carbon Steel Susceptible to Dynamic Strain Aging.** *Acta Metallurgica*, Vol. 4, No 06, p. 1933-1948, 1998.

MORRISON, W. B. ; COCHRANE, R. C. ; MITCHELL, P. S. **The Influence of Precipitation Mode and Dislocation Substructure on the Properties of Vanadium-Treated Steels.** *ISIJ International*, Vol. 33, No 10, p. 1095 – 1103, 1993.

MURAKAWA, M. ; JIN, M. **The Utility of Radially and Ultrasonically Vibrated Dies in the Wire Drawing Process.** Journal of Materials Processing Technology, Vol. 113, p. 81-86, 2001.

MURAKAWA, M. ; JIN, M. ; HAYASHI, M. **Study on Semidry/Dry Wire Drawing Using DLC Coated Dies.** Surface and Coatings Technology, Vol. 177-178, p. 631-637, 2004.

MURR, L. E. ; FLORES, R. D. **Defects and Failure in Ultra-Fine Copper Magnet Wire.** Scripta Materialia, Vol. 39, p. 527 – 532, 1998.

NAM, W. J. et al. **Effect on Interlamellar Spacing on Cementite Dissolution During Wire Drawing of Pearlitic Steel Wires.** Scripta Materialia, Vol. 42, p. 457 – 463, 2000.

NAM, W. J. ; BAE, C. M. **Void Initiation and Microstrutural Changes During Wire Drawing of Pearlitic Steels.** Materials Science and Engineering A, Vol 203, p. 278 – 285, 1995.

NIEWOEHNER, K. E. **Steel Products Manual: Carbon Steel Wire and Rods.** USA: Iron And Steel Society. Aug, 1993.

NISHIDA, S. ; YOSHIE, A.; IMAGUMBAL, M. **Work Hardening of Hypereutectoid and Eutectoid Steels During Drawing.** ISIJ International, Vol. 38, No 2, p. 177-186, 1998.

OLIVEIRA, M. C.; MARCHI, L. A. ; GONZALEZ, B. M. **Influência do Cromo no Envelhecimento após Deformação em Fios de Aço Perlítico Trefilados.** REM: R. esc. Minas, Ouro Preto, Vol. 5, No 04, p. 301 – 305, Out Dez 2003.

RUIZ, M. C. et al. **A Environmental Assessment of Lubricants before and after Wire Drawing Process.** Journal of Hazardous Materials, Vol. 85, p. 181-191, 2001.

SHUBAT, G. J. **Atlas of Microstructures of Industrial Alloys.** Metals Handbook, Vol.7, p. 8-9, 1972.

STAIGER, M. P. et al. **Multistage Strain Aging of Low-Carbon Steels.** Materials Science and Engineering A, Vol. 364, p. 35-47, 2004.

TAHERI, A. K. ; MACCAGNO, T. M. ; JONAS, J. J. **Dynamic Strain Aging and the Wire Drawing of Low Carbon Steel.** ISIJ International, Vol. 35, No 12, p. 1532-1540, 1995.

TORIBIO, J. ; AYASO, F. J. **Fracture Process Zone in Notched Samples of Cold Drawn Pearlitic Steels.** ISIJ International. Vol. 42, No 9, p. 1049-1055, 2002.

TORIBIO, J. **Evolution of Fracture Behaviour in Progressively Drawn Pearlitic Steel.** ISIJ International, Vol. 42, No 6, p. 656-662, 2002.

TORIBIO, J. ; TOLEDANO, M. **Fatigue and Fracture Performance of Cold Drawn Wires for Prestressed Concrete.** Construction and Building Materials, Vol. 14, p. 47-53, Jan 2000.

WATERSCHOOT, T.; VANDEPUTTE, A. K. ; COOMAN, B. C. **Static Strain Aging Phenomena in Cold-Rolled Dual-Phase Steels.** Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34 A, p. 781-791, Mar 2003.

WEIDIG, C. et al. **Dynamic Strain Aging in Low Carbon Steel Wire Rods.** Wire Journal International, p. 82-85, Jan 1995.

WILSON, D. V. ; RUSSEL, B. **The Contribution of Atmosphere Locking to the Strain-Ageing of Low Carbon Steels.** Acta Metallurgica, Vol. 8, p. 36-45, Jan1960.

WRIGHT, R. **Control of Heating During Wire Drawing.** Wire Drawing Seminar, São Paulo: ABM, 1996 c.

WRIGHT, R. **Factor to Consider in Wire Die and Pass Schedule Design.** Wire Drawing Seminar. São Paulo: ABM, 1996 a.

WRIGHT, R. **Mechanism of Wire Breaks.** Wire Drawing Seminar. São Paulo: ABM, 1996 b.

WRIGHT, R. **Physical Conditions in the Lubricant Layer.** Wire Journal International, p. 88-92, Aug 1997.

WRIGHT, R. **Tips from Wire Drawing 101SM.** Wire and Cable Technology International, p. 77, Jul 2003 a.

WRIGHT, R. **Tips from Wire Drawing 101SM.** Wire and Cable Technology International, p. 128, Mar 2002 a.

WRIGHT, R. **Tips from Wire Drawing 101SM.** Wire and Cable Technology International, p. 68, May 2003 a.

WRIGHT, R. **Tips from Wiredrawing 101SM**. Wire and Cable Technology International, p. 94, May 2002 b.

WRIGHT, R. **Tips from Wiredrawing 101SM**. Wire and Cable Technology International, p. 63, Jan 2002 c.

WRIGHT, R. **Tips from Wiredrawing 101SM**. Wire and Cable Technology International, p. 87, Jul 2001.

YALAMANCHILI, B. et al. **North Star Steel Texa'S Experience with Boron Additions to Low-Carbon Steel**. Wire Journal International, p. 90-95, Nov 2001.

ZELIN, M. ; **Microstructure Evolution in Pearlitic Steels During Wire Drawing**. Acta Materialia, Vol. 50, p. 4431 – 4447, 2002.

ZHAO, J. Z. ; DE, A. K. ; COOMAN, B. C. **A Model for the Cottrell Atmosphere Formation During Aging of Ultra Low Carbon Bake Hardening Steels**. ISIJ International, Vol. 40, No 07, p. 725 – 730, 2000.