

MAURÍCIO MARTINS PEREIRA

**“INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DE ESPERA NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DE AÇOS DA CLASSE API OBTIDOS POR  
LAMINAÇÃO CONTROLADA”**

ESCOLA POLITÉCNICA DA  
UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO – EPUSP

ESP/SO  
2008  
P414i

São Paulo – Abril de 2008

**MAURÍCIO MARTINS PEREIRA**

**“INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DE ESPERA NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DE AÇOS DA CLASSE API OBTIDOS POR  
LAMINAÇÃO CONTROLADA”**

Monografia apresentada ao Programa de  
Educação Continuada da Escola Politécnica  
da Universidade de São Paulo, para  
conclusão do MBA em Siderurgia.

Área de Concentração:  
Departamento de Engenharia Metalúrgica

Orientador:  
Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut

São Paulo – Abril de 2008

**MAURÍCIO MARTINS PEREIRA**

**“INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DE ESPERA NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS DA CLASSE API  
OBTIDOS POR LAMINAÇÃO CONTROLADA”**

**BANCA EXAMINADORA**

---

Valdomiro Roman da Silva

---

Vanessa Pala Branco Rodrigues

---

Ronald Lesley Plaut

São Paulo – Abril de 2008.

## **AGRADECIMENTOS**

A DEUS, que me deu vida e inteligência, e que me dá força para continuar a caminhada em busca dos meus objetivos.

Aos meus pais, Manoel Bento Pereira e Angelina Rosa Martins Pereira que me ensinaram a não temer desafios e a superar os obstáculos com humildade.

Aos meus amigos e companheiros da Laminação a Quente da COSIPA pela dedicação na realização deste trabalho, que sem sua importante ajuda não teria sido concretizado, em especial a José Herbert Dolabela da Silveira, Júlio Toshio Nakashima e Antônio Augusto Gorni.

À minha esposa Simone e minha filha Laura, fontes de inspiração, pelo amor, companheirismo e dedicação; e também pela compreensão pelos momentos de convívio a que tivemos que abdicar. “Elas são as minhas maiores conquistas!”.

As pequenas oportunidades são, frequentemente, o  
início de grandes empreendimentos.  
(Demóstenes)

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b>	01
<b>2. OBJETIVOS</b>	03
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	04
3.1 A Laminação Controlada	04
3.2 Temperaturas Críticas na Laminação Controlada	06
3.3 Deformação a Quente	15
3.4 Deformação da Austenita	19
3.5 Transformação de Fase e Refino de grão	23
3.6 Mecanismos de Endurecimento	27
3.7 Processos de Restauração	32
3.8 Processo em Escala Industrial	43
<b>4. METODOLOGIA</b>	47
4.1 Material empregado	47
4.2 Experimentos em Escala Industrial	48
4.3 Amostragem	53
4.4 Ensaios Mecânicos e Metalográficos	53
4.5 Caracterização da presença de textura	54
4.6 Equipamentos de Medição	54
<b>5. RESULTADOS</b>	55
5.1 Limite de Resistência e Escoamento, Alongamento e Razão Elástica	55
5.2 Impacto Charpy e Drop Weight Tearing Test	59
5.3 Aspecto da fratura dos corpos de prova do ensaio de impacto Charpy	61
5.4 Metalografia	63
5.5 Tamanho de Grão Ferrítico	66
5.6 Caracterização de Textura	66
<b>6. CONCLUSÕES</b>	70
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	72
<b>8. ANEXOS</b>	77

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Ilustração esquemática das etapas da laminação controlada e as respectivas mudanças microestruturais .

Figura 3.2 – Produto da solubilidade do Al, Nb, Ti e V na austenita.

Figura 3.3 – Interação esquemática entre recrystalização e precipitação na austenita de aços microligados, mostrando como são determinadas as temperaturas de não recrystalização.

Figura 3.4 – Dependência da  $T_{nr}$  como função do teor de elementos de liga em solução sólida na austenita. Dados coletados de aços com 0,04 ~ 0,17% de C e 0,018 ~ 0,022% de N.

Figura 3.5 – Dependência da tensão equivalente média (MFS) com a temperatura absoluta dos passes de laminação para um laminador de chapas grossas;

Figura 3.6 – Variação da temperatura de não recrystalização com o teor de nióbio.

Figura 3.7 – Variação da temperatura de não recrystalização com a deformação.

Figura 3.8 – Variação da temperatura de não recrystalização com o tamanho de grão austenítico inicial.

Figura 3.9 – Variação da temperatura de não recrystalização como função da taxa de resfriamento.

Figura 3.10 – Tamanho de grão ferrítico resultante da laminação de aços ARBL ao Nb/V como função do teor de Mn; Deformação 75% abaixo de  $T_{nr}$ .

Figura 3.11 – Mudança na temperatura  $A_{r3}$  após a laminação controlada como função da espessura da placa.

Figura 3.12 – Relação entre a variação do diâmetro atômico entre os átomos dos elementos de liga e do ferro, e o grau de endurecimento por solução sólida que os mesmos proporcionam<sup>[32]</sup>.

Figura 3.22 – Anisotropia de propriedades mecânicas dos aços microligados após laminação controlada. Últimos passes na região II; b) últimos passes na região III.

Figura 3.23 – Evolução das propriedades de um aço microligado com o decréscimo da temperatura de laminação final ou aumento da deformação.

Figura 3.24 – Taxa de recuperação estática para um aço 0,42% de C. a) Efeito da temperatura, b) efeito da pré-deformação, c) efeito da velocidade de deformação, d) efeito da adição de Nb num aço AISI 1010(3).

Figura 3.25 – Representação esquemática da relação entre comportamento da tensão e deformação (a) e dos mecanismos de restauração durante a deformação a quente (b).

Figura 3.26 – Recristalização por migração de contorno de grande ângulo.

Figura 3.27 – Coalescimento de dois subgrãos por rotação de um deles. a) estrutura original do subgrão antes do coalescimento, b) um subgrão sob rotação, c) estrutura de um subgrão logo após coalescimento d) estrutura final do subgrão após migração de subcontorno<sup>[27]</sup>.

Figura 3.28 – Representação esquemática da formação de um grão recristalizado pelo coalescimento de subgrãos <sup>[27]</sup>.

Figura 3.29 – Curvas de recristalização para um aço de baixa liga (AISI-5140), de tamanho de grão inicial 110  $\mu\text{m}$ , deformado a velocidade de deformação de  $1\text{s}^{-1}$  para diferentes níveis de deformação prévia e de temperatura de recozimento [29]

Figura 3.30 – Influência da quantidade de deformação em um único passe e da temperatura de deformação sobre o tamanho de grão austenítico recristalizado, em aços carbono e ao nióbio<sup>[24]</sup>.



- Figura 5.10 – Aspecto da fratura nos ensaios de impacto Charpy realizados a diferentes temperatura para espessura de espera de 55 mm;
- Figura 5.11 – Aspecto da fratura nos ensaios de impacto Charpy realizados a diferentes temperatura para espessura de espera de 85 mm;
- Figura 5.12 – Aspecto da fratura nos ensaios de impacto Charpy realizados a diferentes temperatura para espessura de espera de 115 mm;
- Figura 5.13 – Metalografia de um corpo de prova laminado com espessura de espera de 30 mm com 350X de aumento, ataque nital 2%.
- Figura 5.14– Metalografia de um corpo de prova laminado com espessura de espera de 55 mm com 350X de aumento, ataque nital 2%.
- Figura 5.15 Metalografia de um corpo de prova laminado com espessura de espera de 85 mm com 350X de aumento, ataque nital 2%.
- Figura 5.16 – Metalografia de um corpo de prova laminado com espessura de espera de 115 mm com 350X de aumento, ataque nital 2%.
- Figura 5.17 – Figuras de pólo dos planos cristalográficos (110), (200), (211) e (310);
- Figura 5.18 – Tratamento das figuras de pólo através da Função da Distribuição da Orientação;
- Figura 5.19 – Gráfico de intensidade na seção  $\phi 2 = 45^\circ$ ;
- Figura 5.20 – Detalhe da Função da Distribuição da Orientação apresentada na figura 5.18 (apenas a seção  $\phi 2 = 45^\circ$ ), relacionando a textura e orientação observada na figura alfa  $\{116\} \langle 110 \rangle$
- Figura 5.21 – Resultado do programa METIS ilustrando as posições de textura.

Tabela 5.4 – Temperaturas obtidas pela tensão equivalente média (MFS)

Tabela 5.5 – Resultados do ensaio de impacto Charpy

Tabela 5.6 – Percentual de fratura dúctil nos ensaios de impacto Charpy em função da temperatura e das espessuras de espera praticadas.

Tabela 5.7 – Percentual de fratura dúctil nos ensaios de impacto DWTT em função da temperatura e das espessuras de espera praticadas.

Tabela 5.8 – Tamanho de grão ferrítico obtido

## LISTA DE NOTAÇÕES

API	American Petroleum Institute
$\gamma$	Austenita
$\alpha$	Ferrita
$Ar_3$	Temperatura inicial de transformação da austenita em ferrita
$T_{nr}$	Temperatura de não recristalização
$T_{sol}$	Temperatura de solubilização dos elementos microligantes
$Ar_1$	Temperatura final de transformação da austenita em ferrita
M	Percentual em peso dos elementos metálicos (Nb, Ti, V)
I	Percentual em peso dos elementos intersticiais (C, N)
A	Constante que corresponde a entropia de formação do composto
B	Constante que corresponde a entalpia de formação do composto
R	Constante universal dos gases
T	Temperatura absoluta na qual o material se encontra.
Ti	Titânio
Nb	Nióbio
V	Vanádio
Si	Silício
C	Carbono
Cu	Cobre
Cr	Cromo
P	Fósforo
S	Enxofre

$h_0$	Espessura de saída
$D$	Diâmetro dos cilindros
$V$	Velocidade periférica dos cilindros
$Q$	Energia de ativação da deformação
$R_s$	Curva de tempo de início de recristalização
$R_f$	Curva de tempo de fim de recristalização
$O_s$	Curva de tempo para início de precipitação
$P_f$	Curva de tempo para fim de precipitação
$h$	Altura do grão de austenita após uma deformação
$r$	Redução percentual
$d$	Tamanho de grão equiaxial austenítico antes da laminação
$D_{rex}$	Tamanho de grão recristalizado
$Z$	Parâmetro de Zener-Hollomon
$N_{rex}$	Número ASTM para os tamanhos de grão recristalizados
$N_0$	Número ASTM para os tamanhos de grão
$T_i$	Temperaturas correspondentes a cada intervalo de tempo
$\Delta t$	Intervalo de tempo
$\Delta\sigma_0$	Limite de escoamento “básico”
$d$	Tamanho de grão ferrítico
$f_\alpha$	Fração volumétrica de ferrita
$S_0$	Espaçamento interlamelar da perlita
$\Delta\sigma_p$	Incremento de resistência expresso
$f_v$	Fração volumétrica dos carbonitretos.

DWTT	Drop Weight Tearing Test
Ti	Temperatura de início de laminação
Tde	Temperatura após a espera
Ta	Temperatura de acabamento
EE	Espessura de Espera
GAP	Abertura entre os cilindros de trabalho
CP	Corpo de prova
Sv	Número de núcleos por unidade de volume

RESUMO

## ABSTRACT

The increasing demand for steels of the API class for the production of pipes of large diameter used in the prospecting and transport of oil and its derivatives, demands high mechanical strength, good toughness and also excellent weldability. Modern pipe projects present a preference for steels with average wall thickness, aiming at the reduction of handling, transport and field welding costs.

These steels have in their chemical composition elements such as niobium, titanium and vanadium and are produced through Thermo Mechanical Controlled Processing (TMCP) in large mill stands, thus constituting an effective way of attaining an optimum in resistance/toughness.

The production process using the Thermo Mechanical Controlled Process, differently from the Accelerated Cooling Technique (ACT) that is practiced in many countries, apart from demanding special chemical composition, demands also conditions related to differentiated reheating and hot rolling procedures, aiming at the solubilization and precipitation of the carbides/nitrides of the micro alloying elements, along with grain refinement in the two-phase region.

Initially, the steel plates, stemming from slabs during steel making, are reheated in continuous furnaces at temperatures of the order 1300 °C and, following, are sent to the rolling mill to get successive thickness reductions down to an intermediate thickness (waiting thickness). In the meantime, the material will not suffer any further deformation, which implies in temporary equipment stoppage for periods of up to four minutes, according to the material being rolled.. After reaching a given temperature the material, once again, goes through successive reductions until its final dimension. Subsequently, the plate is sent to the shear lines for finishing.

This work will present the influence of the thickness reduction, starting from an intermediate thickness, on the final mechanical properties of the API X70 steel pipes from 14,30 mm plates, using controlled rolling without accelerated cooling in the Plate Mill of the COSIPA plant.

## 1 – INTRODUÇÃO

O transporte de gás natural e petróleo até o consumidor final, por tubos de grande diâmetro, é o meio mais econômico existente. Exige-se atualmente maior capacidade de transporte, o que implica em aumento do diâmetro do tubo bem como no aumento das pressões de trabalho. A consequência disso é o aumento da parede do tubo e/ou da resistência mecânica.

O aumento de resistência para um tubo operando a pressão constante representa uma significativa redução da espessura da parede do tubo. Os benefícios econômicos resultantes vão desde a redução em peso do tubo até a quantidade de solda requerida para a união das peças no campo. Quanto menor o peso por metro do duto, mais econômica e fácil é a montagem das linhas em áreas remotas <sup>[1]</sup>.

Um importante avanço no desenvolvimento de aços para tubos ocorreu nos anos 70 com a introdução do processo termomecânico em substituição ao tratamento térmico de normalização que possuía um custo de produção muito alto em virtude das maiores adições de elementos de liga e do tratamento térmico final, sem falar nas propriedades de soldagem que eram prejudicadas. Com base nesse conceito o aço API X70 se tornou um dos aços mais relevantes para a construção de tubos de grande diâmetro nos anos 80 <sup>[2]</sup>.

A produção desses aços através do processo clássico da laminação controlada (processo termo mecânico) exige composições químicas especiais combinadas a escalas de passes otimizadas.

O termo microligante significa que os teores desses elementos são baixos, geralmente inferiores a 1% em peso. Os elementos microligantes de forma geral, influenciam a microestrutura por meio da precipitação de uma segunda fase e promovem também um efeito de arraste de soluto. Já os elementos de liga influenciam predominantemente a matriz <sup>[1]</sup>.

A participação de elementos de liga tem como objetivo melhorar as propriedades mecânicas, pois pequenas adições desses elementos retardam a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  <sup>[4]</sup>, porém as adições são restringidas devido a necessidade de manutenção do carbono equivalente em valores menores que 0,41, pois baixos teores de carbono e de carbono equivalente são essenciais para facilitar a conformação a frio e melhorar a soldabilidade <sup>[3]</sup>.

## 2 – OBJETIVOS

O presente trabalho visa avaliar a influência dos parâmetros de laminação controlada de aços API X70, produzidos em escala industrial em um Laminador de Chapas Grossas, nas propriedades mecânicas finais do produto.

Especificamente mostrar as influências da variação da espessura intermediária (espessura de espera) no terceiro estágio da laminação controlada nas propriedades mecânicas finais das chapas destinadas à fabricação de tubos de grandes diâmetros.



A figura 3.1, a seguir, ilustra esquematicamente as três regiões mencionadas na laminação controlada de aços microligados <sup>[9]</sup>. Na região I, o material é deformado após um período de reaquecimento que resulta na solubilização dos elementos microligantes. As temperaturas de encharque são determinadas em função dos produtos de solubilidade dos carbonitretos de microligantes. A austenita grosseira (a) é então refinada através do processo de recristalização estática que ocorre entre os primeiros passes resultando em uma austenita refinada (b). Caso a austenita fosse resfriada ao ar a partir desse ponto teríamos um ferrita equiaxial relativamente grosseira (b'). Considerando-se temperaturas de reaquecimento usuais de 1150 a 1250 °C o tamanho de grão após 30 minutos de encharque é da ordem de 300 µm para aços microligados com Nb e V. O crescimento de grão pode ser inibido a baixas temperaturas de reaquecimento devido à resistência a migração dos contornos causados pela presença de precipitados <sup>[46]</sup>. No final desta etapa a temperatura está acima de 1000 °C, onde a recristalização completa se dá em torno de 6 segundos <sup>[47]</sup>.

Na etapa seguinte, abaixo da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ) os grãos de austenita são encruados. A área de superfície dos grãos aumenta, além disso formam-se bandas de deformação (c). O surgimento de bandas de deformação divide a austenita em vários sub blocos promovendo um aumento de sítios disponíveis para nucleação da ferrita levando a um decréscimo do tamanho de grão ferrítico final <sup>[10]</sup>. O contorno de grão e as bandas de deformação são os locais preferenciais para nucleação da ferrita durante o processo de transformação. Como resultado do aumento de sítios nucleantes, a ferrita transformada é bastante refinada (c'). Esta região é delimitada pelas temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ) e temperatura de início de transformação ferrítica ( $A_{r3}$ ).

Por fim na região III, a austenita é deformada juntamente com a ferrita (d), A microestrutura é composta de ferrita alongada, que mostra uma subestrutura, a austenita encruada com a presença de bandas de deformação. A austenita dará lugar a uma estrutura ferrítica fina equiaxial juntamente com a ferrita alongada e com a subestrutura (d').

Para que os elementos microligantes sejam aproveitados em suas potencialidades plenas de precipitação, é importante que eles se encontrem totalmente solubilizados antes de se iniciar o processo de laminação. Deste modo a precipitação dos elementos microligantes ocorrerá durante o processo de laminação.

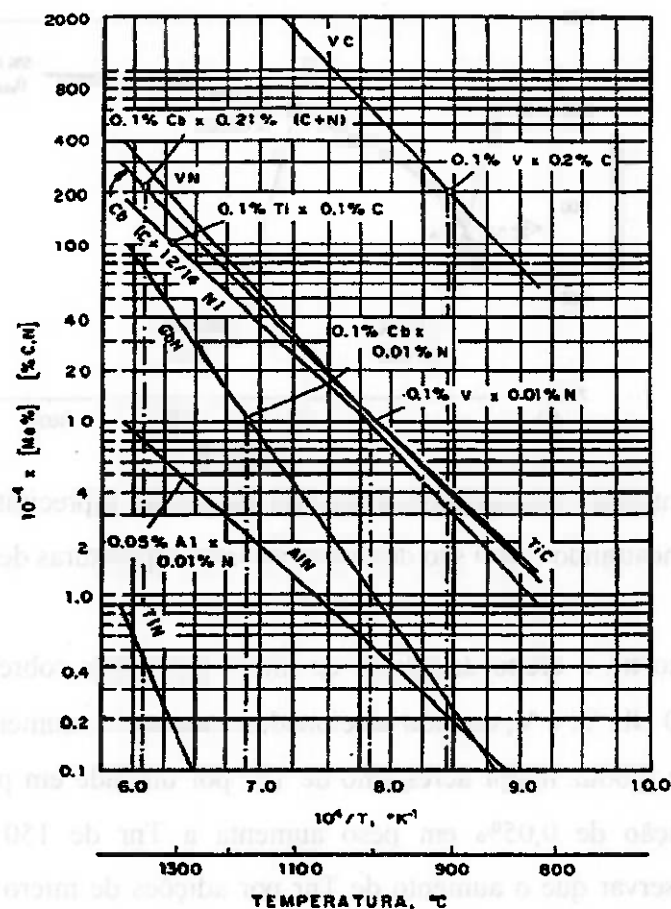
Estes são precipitados finos que endurecerão a matriz bem como retardarão, ou eliminarão, a ocorrência de recristalização na austenita e na ferrita. A solubilidade de um composto na austenita pode ser expressa na forma geral de seu produto de solubilidade, dado pela equação (1).

$$\text{Log } \{[M], [I]^x\} = A + B/T \quad (1)$$

Onde, [M] e [I] são as porcentagens em peso dos elementos metálicos (Nb, Ti, V) e dos elementos intersticiais (C, N ou uma combinação equivalente de intersticiais como C + [(12/14) N]. A variável expressa a relação atômica entre [I] e [M] no composto precipitado.

Em geral x varia entre 1 e 0,87, sendo que A e B são constantes que correspondem à entropia e à entalpia de formação do composto. R e T são a constante universal dos gases e a temperatura absoluta na qual o material se encontra.

Os produtos de solubilidade de vários carbonetos e nitretos comumente encontrados nos aços microligados, obtidos da literatura, estão resumidos na tabela a seguir, em termos das constantes A e B.



**Figura 3.2** – Produto da solubilidade do Al, Nb, Ti e V na austenita [7]

### 3.2.2 – Temperatura de Não Recristalização

O principal fenômeno que restringe a recristalização entre passes da austenita nos aços microligados é a ocorrência de precipitação de carbonitretos de elementos de liga, que paralisa a migração dos contornos da recristalização. Admite-se que  $T_{nr}$  (ou  $T_{95\%}$ ) seja a temperatura onde a precipitação desses carbonitretos passe a afetar a cinética de recristalização, por convenção, quando o tempo necessário para que ocorra recristalização de 95% do material coincide com o requerido para que ocorra 5% de precipitação [30].

De forma análoga, a temperatura de não recristalização seria aquela a partir da qual a ocorrência de recristalização torna-se desprezível. Por exemplo, pode-se adotar a temperatura onde o tempo necessário para que ocorra 5% de precipitação coincida com o requerido para que se ocorra 5% de recristalização. Essa temperatura será designada como  $T_{5\%}$ . O gráfico da figura 3.3 mostra esquematicamente como ocorre a interação entre recristalização e precipitação nos aços microligados.

Há uma equação consagrada para a determinação de  $T_{nr}$ , deduzida por Boratto e outros [7], a partir de seus resultados obtidos por ensaios de torção a quente com passes múltiplos:

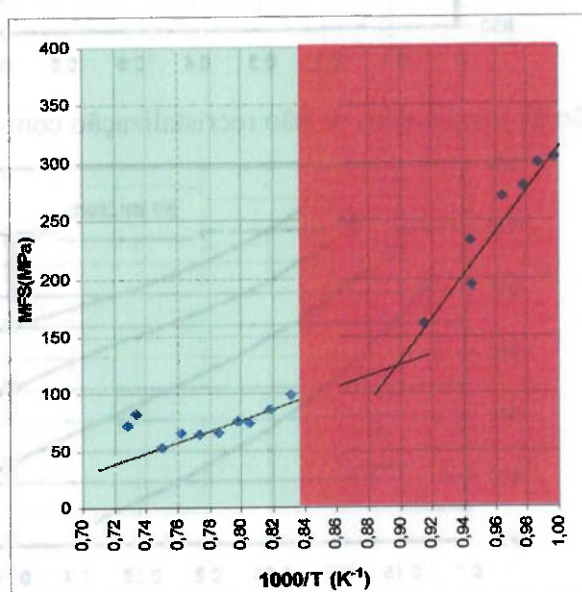
$$T_{nr} = 887 + 464[\%C] + 6645[\%Nb] - 644[\%Nb]^{0.5} + 732[\%V] - 230[\%V]^{0.5} + 890[\%Ti] + 363[\%Al] - 357[\%Si] - (2)$$

Esta expressão foi obtida por uma regressão linear múltipla para uma população de 47 aços microligados diferentes. Os teores da composição química para os quais a equação é válida são:  $0,04\% < C < 0,17\%$ ;  $Nb < 0,05\%$ ;  $V < 0,12\%$ ;  $Ti < 0,06\%$ ;  $Al < 0,05\%$  e  $Si < 0,5\%$ .

Nota-se que alumínio apresenta uma contribuição significativa para o aumento da  $T_{nr}$ . Observa-se que o Si tem efeito contrario dos outros elementos, ou seja, o Si provoca uma diminuição de  $T_{nr}$ . É ainda importante comentar que a equação não apresenta o Mo como elemento supressor da recristalização. Na população de aços analisada, o Mo não apresentou nenhum efeito significativo no cálculo de  $T_{nr}$ .

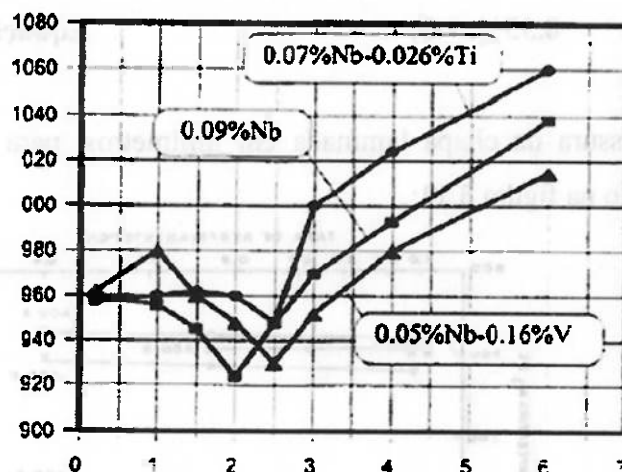
Um teste de validade da equação (2) na laminação de chapas grossas pode ser visto na figura 3.5. Os dados de carga de um laminador industrial foram convertidos em tensão equivalente média (MFS – Mean Flow Stress) usando o modelo de Sims [3].

Podem-se distinguir claramente duas regiões referentes a duas retas de inclinação diferentes. A intersecção destas retas é a  $T_{nr}$  para o aço microligado em questão. O  $T_{nr}$  real medido está por volta de  $840^{\circ}C$ .



**Figura 3.5** – Tensão equivalente média (MFS) com a temperatura absoluta dos passes de laminação para um API X70 processado no laminador de chapas grossas da COSIPA;

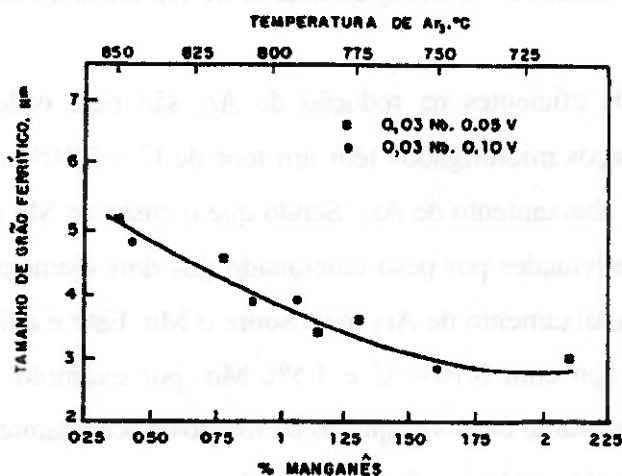
Sun e outros<sup>[45]</sup> verificaram que o efeito da taxa de resfriamento altera a temperatura de não recristalização. Foi verificada que para taxas abaixo de 2 °C/s, a  $T_{nr}$  diminui levemente, dependendo da composição química do aço. Acima de 2 °C/s a  $T_{nr}$  aumenta com o aumento da taxa de resfriamento. A figura 3.9 ilustra essa dependência.



**Figura 3.9** – Variação da temperatura de não recristalização como função da taxa de resfriamento em °C/s<sup>[45]</sup>.

### 3.2.3 – Temperatura de transformação austenita – ferrita ( $A_{r3}$ )

O tamanho de grão da ferrita no final do processo da laminação controlada é uma função da taxa de nucleação e de crescimento da ferrita na austenita e também da composição química do material. O decréscimo de  $A_{r3}$  diminui a taxa de crescimento da ferrita na austenita. Se a taxa de nucleação não for alterada, tem-se então um decréscimo do tamanho de grão ferrítico final. O Mn é um elemento que abaixa substancialmente a  $A_{r3}$ . Logo a adição de Mn também reduzirá o tamanho de grão ferrítico final, conforme mostra a figura 3.10.



**Figura 3.10** – Tamanho de grão ferrítico resultante da laminação de aços ARBL ao Nb/V como função do teor de Mn; Deformação 75% abaixo de  $T_{nr}$ <sup>[7]</sup>.

### 3.3 – Deformação a Quente

A resistência à deformação a quente pode ser definida como sendo a tensão que inicia e mantém o escoamento de um material no estado uniaxial de tensões <sup>[31]</sup>. Ela é uma das propriedades fundamentais de um material sob alta temperatura e no caso de metais a serem laminados, seu conhecimento é imprescindível para o projeto dos componentes mecânicos e elétricos das cadeiras, bem como no desenvolvimento dos modelos matemáticos e algoritmos de automação <sup>[32]</sup>.

Pode-se ainda modelar a resistência à deformação a quente através do ajuste de equações empíricas aos dados experimentais disponíveis. O ideal é que as fórmulas desenvolvidas contenham termos em função da temperatura, grau e velocidade de deformação, e que sejam plenamente válidas dentro das faixas desses parâmetros correspondentes ao processo industrial de conformação que está sendo considerado. No caso específico da laminação a quente, a maioria das equações empíricas só é válida dentro da etapa de encruamento inicial. Ou seja, elas não consideram o amaciamento que ocorre no material sob altos graus de deformação, o que as torna inadequadas ao uso nessas condições <sup>[33]</sup>.

Normalmente se considera que uma dada equação empírica é adequada para o cálculo da resistência à deformação a quente quando apresenta coeficiente de correlação  $r$  superior a 0,95, ou seja, a diferença entre os valores calculados e medidos não seja superior a 8%, o que permite assumir que os demais fatores atuem sobre a resistência à deformação a quente estejam sob controle <sup>[34]</sup>.

Entre as inúmeras equações empíricas desenvolvidas para o modelamento da resistência à deformação a quente  $\sigma$ , todas levam em consideração a temperatura ( $T$ ), grau de deformação verdadeiro ( $\epsilon$ ) e a velocidade de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ).

$$\epsilon = \ln (h_1/h_0) \quad (4)$$

Onde,

$h_1$  = espessura de entrada

$h_0$  = espessura de saída

$$\epsilon = V * [ 2/D*(h_1-h_0) ]^{1/2} \quad (5)$$

Onde,

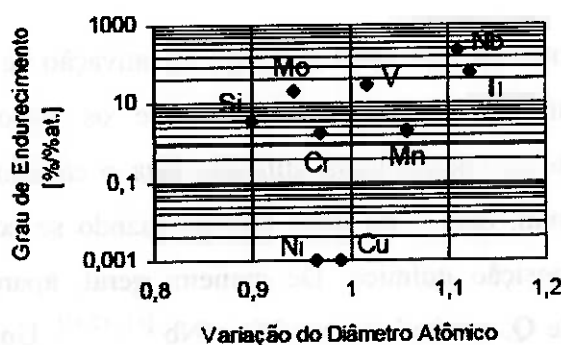
$D$  = diâmetro dos cilindros

$V$  = velocidade periférica dos cilindros

De todo modo, parece haver um consenso geral de que o efeito do carbono é praticamente nulo para altas temperaturas e baixas velocidades de deformação. A situação se inverte para teores de carbono iguais ou menores que 0,40%, temperaturas abaixo de 900 °C e velocidades de deformação acima de 20 s<sup>-1</sup>, quanto seu aumento concorre para elevar a resistência à deformação a quente [32].

Quanto ao nitrogênio, outro elemento intersticial nos aços, verificou-se que a pequena faixa de variação observada no teor desse elemento nos aços comerciais não provoca grandes alterações na resistência à deformação a quente [32]. Por outro lado, ele poderia exercer um efeito indireto através do refino de grão austenítico, em função da precipitação de TiN. Isso foi observado experimentalmente em outro trabalho [35], onde se observou que o efeito desse elemento se reduz sob baixas temperaturas de reaquecimento, situação onde não ocorre a solubilização dos elementos de micro-liga, C e N.

Foi verificado que o efeito endurecedor sob alta temperatura dos elementos de liga substitucionais presentes no aço depende fundamentalmente da diferença de diâmetros atômicos entre eles e o ferro, desde que presentes em solução sólida [32]. A figura 3.12 a seguir mostra o grau de endurecimento proporcionado pelo elemento de liga em função da diferença de seu diâmetro atômico em relação ao ferro. Como se pode observar a partir dela, o efeito endurecedor diminui na seguinte seqüência: nióbio, titânio, vanádio, molibdênio, silício, manganês e cromo. O efeito endurecedor é muito maior que o esperado quando há associação de elementos de liga, provavelmente devido à ocorrência de sinergia [36].



**Figura 3.12** – Relação entre a variação do diâmetro atômico entre os átomos dos elementos de liga e do ferro, e o grau de endurecimento por solução sólida que os mesmos proporcionam [32].



elementos de liga através desse parâmetro. Contudo, aparentemente ele é inadequado para se tentar expressar esse efeito [37, 40, 44].

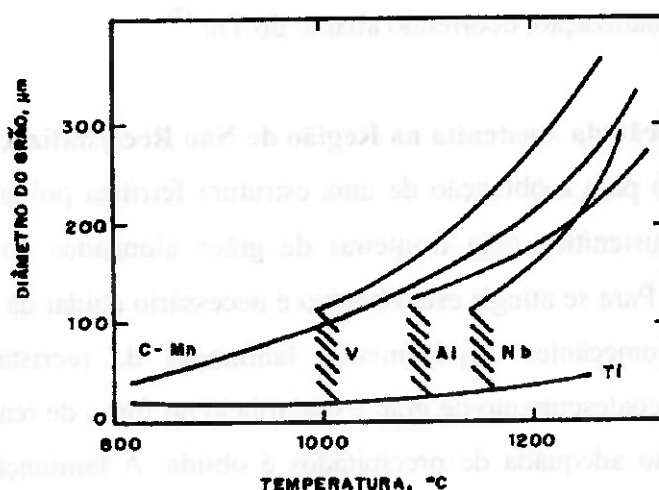
### 3.4 – Deformação da Austenita

#### 3.4.1 – Deformação da Austenita na Região de Recristalização

O refinamento do tamanho de grão da ferrita como produto da laminação controlada envolve dois estágios importantes. O primeiro é a laminação de alta temperatura, acima de  $T_{nr}$ , na qual a recristalização estática ocorre a cada passe. O segundo estágio envolve a deformação da austenita a baixa temperatura, aumentando o número de sítios potenciais de nucleação da ferrita. O refinamento da ferrita é então obtido pelo refinamento da austenita a região de alta temperatura e pela deformação da austenita na região de baixa temperatura. O refino da austenita no primeiro estágio é obtido pelo controle do tamanho de grão no forno de reaquecimento, pela otimização do processo de laminação e pelo controle de crescimento do tamanho de grão da austenita entre passes.

##### 3.4.1.1 – Crescimento de grão no reaquecimento

O comportamento de crescimento do grão austenítico no forno de reaquecimento varia de material para material. A figura 3.13 a seguir ilustra a dependência do tamanho de grão da austenita após o encharque por um tempo constante de 1 hora. As temperaturas de encharque foram variadas entre 800 e 1300 °C [13].



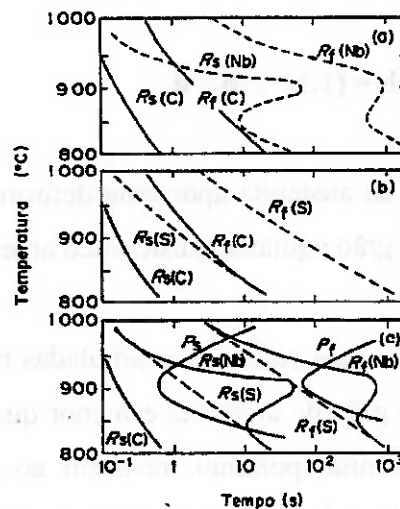
**Figura 3.13** – Características do coalescimento do grão de austenita em aços contendo adições de elementos microligantes [13].



O condicionamento da austenita envolve o controle da precipitação no período de espera entre as laminações de recristalização e de encruamento. A deformação na laminação de encruamento é iniciada a temperaturas abaixo de  $T_{nr}$ . Nesta situação os grãos de austenita são alongados e bandas de deformação são criadas no material. A área interfacial disponível para a nucleação de ferrita aumenta. O tamanho de grão de ferrita é uma função da área interfacial efetiva que se encontra disponível para servir de sítios de nucleação. Quanto maior a área da interface efetiva, menor o tamanho de grão ferrítico.

### 3.4.2.1 – Recristalização e precipitação

A região de encruamento é aquela na qual a temperatura de processamento está entre  $T_{nr}$  e  $A_{r3}$ . A figura 3.14, a seguir, mostra as cinéticas de recristalização e de precipitação como uma função de temperatura e do tempo de processamento.  $R_s$  e  $R_f$  significam início e fim de recristalização. E  $P_s$  e  $P_f$  significam curvas de tempo para início e fim de precipitação, respectivamente.



**Figura 3.14** – (a) Comparação entre a cinética de recristalização de um aço C e a de um aço com adição de Nb; (b) extrapolação do efeito de solução sólida no atraso da recristalização estática de um aço modificado pela adição de Nb; (c) Superposição do diagrama precipitação-tempo-temperatura para a precipitação dinâmica com o diagrama reduzido de recristalização-tempo-temperatura para um aço Nb <sup>[14]</sup>.

Nota-se que para temperaturas abaixo de 900°C, a cinética de recristalização dos aços com Nb é consideravelmente atrasada em relação à cinética dos aços C-Mn. O atraso causado pelo Nb em solução sólida permite que a precipitação ocorra antes do início da recristalização, isto é, o tempo para  $P_s$  é igual ou menor que o de  $R_s$ . Os atrasos de  $R_s$  e  $R_f$  são de tal ordem que o

	Laminação Convencional	Laminação Controlada	Normalização
Estrutura de grão $\gamma$			
Estrutura de grão $\alpha$			
Estrutura de grão $\alpha$			

**Figura 3.15** – Representação esquemática de sítios nucleantes de ferrita em microestruturas resultantes da laminação e do tratamento térmico <sup>[9]</sup>.

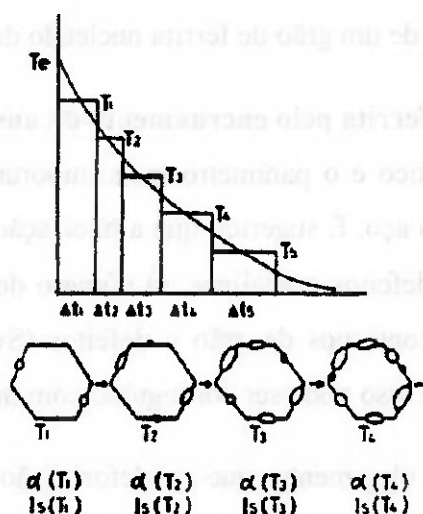
A laminação controlada pode dividir a austenita de tal forma que as bandas de deformação sejam ativadas para a nucleação de ferrita durante a transformação de fases. As bandas de deformação são na verdade maclas de recozimento que, quando laminadas a baixas temperaturas, perdem suas coerências com a matriz e são severamente distorcidas <sup>[15]</sup>.

As regiões vizinhas às bandas também são distorcidas para que se mantenha certa compatibilidade com a distorção local de deformações. As deformações acumuladas ativam as regiões de bandas tornando-as pontos preferenciais de nucleação na transformação de fases <sup>[14]</sup>.

As áreas das superfícies disponíveis para a nucleação são aquelas formadas principalmente pelos contornos de grão, maclas de recozimento e bandas de deformação. A soma destas áreas dá como resultado a superfície efetiva disponível para nucleação de ferrita. A forma como as bandas de deformação estão distribuídas na austenita deformada também é importante na determinação do tamanho de grão ferrítico final <sup>[7]</sup>.

### 3.5 – Transformação de Fase

A austenita poligonal liberada da laminação de recristalização pode ser encruada na laminação de panquecamento. Aqui os grãos de austenita se alongam com o acúmulo de sucessivos passes. A área disponível para a nucleação de ferrita aumenta consideravelmente, produzindo no resfriamento uma ferrita poligonal fina. A maneira como o resfriamento na transformação  $\gamma$ - $\alpha$  é executada é importante na determinação não só do tamanho dos grãos de ferrita, mas também do tipo de constituintes que estarão presentes na temperatura ambiente.



**Figura 3.16** – Diagrama esquemático para ilustrar a relação entre a transformação no resfriamento contínuo e no tratamento isotérmico. A formação de ferrita nas fronteiras de austenita é ainda mostrada [7].

Durante o resfriamento, os grãos de ferrita são nucleados e crescem com uma taxa de nucleação e de crescimento que são uma função das temperaturas  $T_i$  correspondentes a cada intervalo de tempo  $\Delta t_i$ . No que se segue assume-se que:

- a) a ferrita nucleia preferencialmente nas superfícies dos grãos da austenita durante o super resfriamento típico que se emprega na laminação controlada.
- b) a nucleação e o crescimento de grãos de ferrita são somente uma função da temperatura e não da história térmica do material. Isto quer dizer que não importa o caminho tomado no resfriamento com relação ao processo de nucleação e crescimento.

A ferrita nucleia nas superfícies da fronteiras de grão da austenita. Os núcleos crescem como elipsóides, como mostrado na figura 3.17:



A primeira linha da figura 3.18 mostra que a nucleação ocorre preferencialmente nos contornos de grão quando a deformação é nula, mas que os locais de nucleação incluem sítios no interior dos grãos quando certa deformação é aplicada (figura c). Além da mudança no local de nucleação, a deformação claramente acelera o processo de transformação. De fato a área superficial dos grãos de austenita que estão disponíveis para nucleação cresce com a aplicação da deformação.

### **3.6 – Mecanismos de Endurecimento**

Os processos termo-mecânicos apresentam como principal objetivo o refinamento da microestrutura através da otimização das condições de laminação objetivando a melhoria da resistência e da tenacidade nos aços ARBL.

As propriedades mecânicas dos aços microligados são resultantes da interação entre os diferentes mecanismos de endurecimento envolvidos. O refino de grão ferrítico é favorecido pela precipitação de carbonitretos durante o processamento termomecânico industrial <sup>[17]</sup>. O endurecimento por precipitação é um mecanismo extensivamente explorado nesses materiais, no qual as partículas bloqueiam, total ou parcialmente, a movimentação de discordâncias.

Deste modo, esperam-se significativos aumentos de resistência mecânica com a formação de carbonitretos durante ou após a transformação da austenita para ferrita <sup>[18]</sup>.

Os mecanismos de endurecimento na laminação controlada podem ser resumidos em:

- a) Endurecimento por solução sólida;
- b) Endurecimento por refino de grão;
- c) Endurecimento por precipitação fina;
- d) Endurecimento por encruamento da ferrita.

#### **3.6.1 – Endurecimento por solução sólida**

O mecanismo de endurecimento por solução sólida contribui com apenas cerca de 10% do endurecimento total e praticamente toda esta contribuição vem dos elementos Mn, Si e C. Na realidade praticamente todos os elementos químicos de adição no aço podem gerar aumento de resistência, dependendo da temperatura <sup>[7]</sup>.

Há vários modelos matemáticos desenvolvidos com o propósito de quantificar o efeito causado por diversos parâmetros metalúrgicos sobre as propriedades mecânicas dos aços. Pickering <sup>[22]</sup> estabeleceu uma relação entre a adição dos elementos de liga e o tamanho de grão ferrítico  $d$  sobre o limite de escoamento “básico” ( $\Delta\sigma_o$ ) de aços com baixo-carbono, que poderia ser calculado por:

$$\Delta\sigma_o = 53,9 + 32,3 \cdot Mn + 83,2 \cdot Si + \frac{17,4}{\sqrt{d}} \quad (10)$$

Onde  $\Delta\sigma_o$  é expresso em MPa;  $Mn$  e  $Si$  correspondem à porcentagem em peso dos elementos e  $d$  deve ser usado em milímetros. Para aços com médio teor de carbono a equação mais adequada seria <sup>[22]</sup>:

$$\Delta\sigma_o = f_\alpha^{1/3} \cdot \left[ 35,4 + 58,5 \cdot Mn + \frac{17,4}{\sqrt{d}} \right] + (1 - f_\alpha^{1/3}) \cdot \left[ 178,6 + \frac{3,8}{\sqrt{S_o}} \right] + 63,1 \cdot Si \quad (11)$$

Onde  $f_\alpha$  corresponde à fração volumétrica de ferrita e  $S_o$  é o espaçamento interlamelar da perlita, expresso em milímetros. O modelo de Orowan-Ashby <sup>[19]</sup> descreve quantitativamente o bloqueio à movimentação das discordâncias, causado por dispersões de partículas incoerentes e de tamanho médio  $D$  [nm], cujo efeito promove um incremento de resistência  $\Delta\sigma_p$  expresso em MPa por:

$$\Delta\sigma_p = 10800 \cdot \frac{\sqrt{f_v}}{D} \cdot \ln(1,63 \cdot D) \quad (12)$$

Na qual  $f_v$  é a fração volumétrica dos carbonitreto. A contribuição das discordâncias  $\Delta\sigma_d$  [MPa] ao endurecimento dos aços microligados pode ser calculado <sup>[23]</sup>:

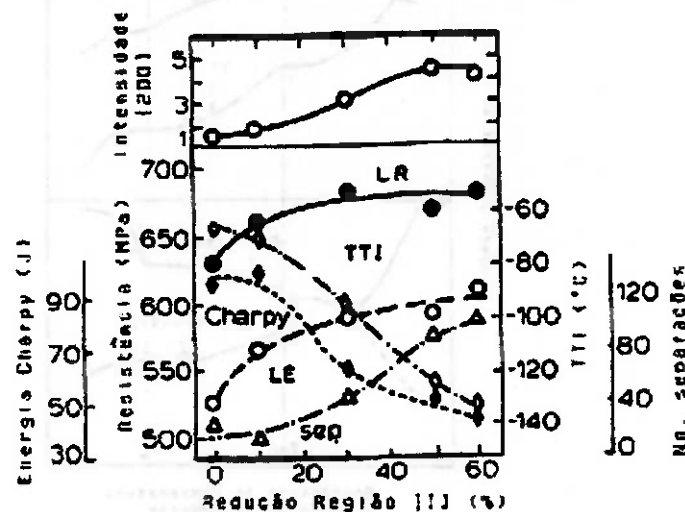
$$\Delta\sigma_d = 8 \cdot 10^{-4} \cdot \sqrt{\rho} \quad (13)$$

Onde a densidade de discordâncias  $\rho$  é expressa em  $\text{cm}^{-2}$ .

ambiente. Neste caso haverá o aparecimento de uma textura preferencial, com a conseqüente não homogeneidade de propriedades mecânicas no produto final.

As figuras 21 e 22 mostram o efeito de deformação na região III nas propriedades mecânicas de um aço microligado. Estes efeitos podem ser descritos como:

- Aumento violento de resistência para pequenas deformações, saturando-se para deformações maiores.
- Diminuição da temperatura de transição dúctil-frágil, devido principalmente ao aparecimento de "separações" (delaminações) no ensaio de fratura Charpy. Haverá, entretanto, um decréscimo no nível da energia do platô superior.
- Aparecimento de textura {100} com conseqüente fragilização na direção normal (Z) à direção de laminação.



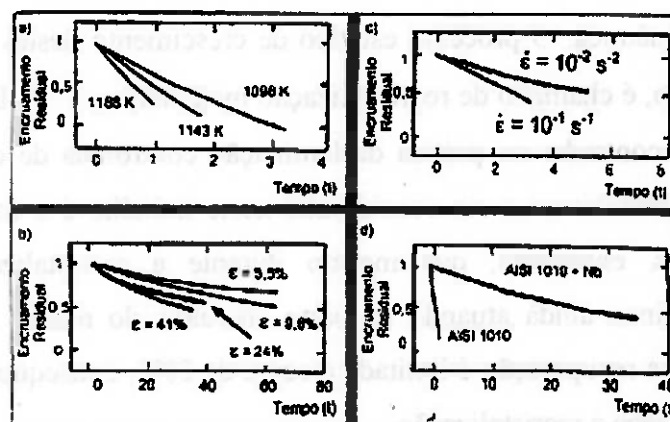
**Figura 3.21** – Efeito da redução na região III sobre as propriedades mecânicas de um aço microligado <sup>[25]</sup>.

os processos restaurativos acontecendo durante e entre passes. A seguir, são apresentados os principais mecanismos de restauração atuantes durante o processo de laminação a quente.

### 3.7.1 – Recuperação Estática

A recuperação estática envolve a eliminação das discordâncias em eventos individuais e, portanto, este processo não causa mudança apreciável na microestrutura. De fato, o processo de recuperação estática ocorre sem movimentos de fronteiras de alto ângulo, característico do processo de recristalização. Conseqüentemente, o processo de recuperação não acarreta amaciamento total do material.

O mecanismo de recuperação é termicamente ativado sendo que sua cinética é influenciada pela temperatura na qual ele ocorre. Além disso, variáveis que afetam o movimento das discordâncias como, por exemplo, a presença de soluto ou de precipitados influencia a taxa com que a recuperação se processa. As variáveis do processo que afetam de modo importante as taxas de recuperação são a temperatura, a deformação, a velocidade de deformação e a composição química [3]. Quanto maior a temperatura maior a taxa de recuperação, como pode ser visto na figura 3.24(a). Esta figura também mostra que a taxa de recuperação aumenta com o acréscimo da pré deformação - figura 3.24(b). Isto porque quanto maior a pré-deformação maior a força motriz armazenada que está disponível para o processo de recuperação. Com o aumento da taxa de deformação a recuperação cresce, como pode ser visto na figura 3.24(c). Por outro lado, a adição de elementos químicos em solução sólida abaixa a energia de falha de empilhamento, EFE, e, por conseguinte a taxa de recuperação, incrementando a taxa de encruamento do metal. Desta forma a adição de soluto pode diminuir a taxa de recuperação, como mostra a figura 3.24(d).



**Figura 3.24** – Taxa de recuperação estática para um aço 0,42% de C. a) Efeito da temperatura, b) efeito da pré-deformação, c) efeito da velocidade de deformação, d) efeito da adição de Nb num aço AISI 1010 [7].

### 3.7.2 – Recristalização Estática

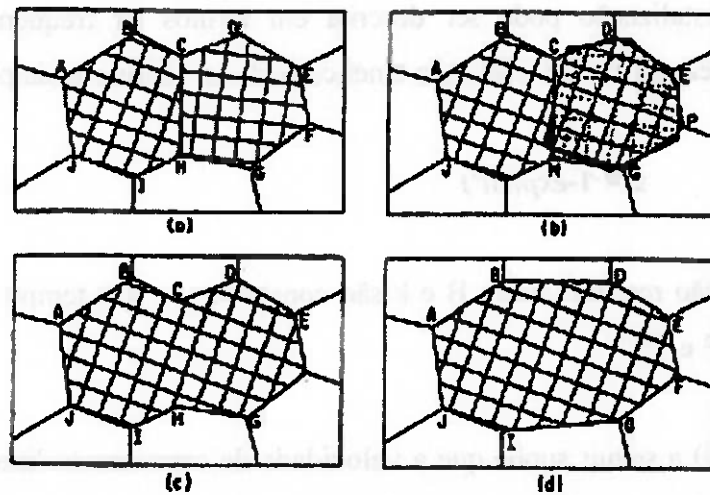
A recristalização que ocorre pelo mecanismo de nucleação e crescimento a partir da estrutura parcialmente recuperada de um metal é definida como uma reorientação dos cristais através da passagem de um contorno de grande ângulo. Esses contornos apresentam, antes da recristalização, uma desorientação média maior que  $10^\circ$  entre si. A cinética do processo se parece com a de uma transformação de fase, já que pode ser descrita em termos de uma frequência de nucleação e uma velocidade de crescimento [3].

Quando se utiliza o termo “nucleação” com respeito à recristalização, não significa que pequenos grãos não deformados formam-se pelo processo clássico de acréscimo de átomos até que se atinja um tamanho crítico. Pelo contrário, os novos grãos são formados pelo crescimento de subgrãos originados durante a recuperação do metal encruado, e que servem de núcleos para a recristalização. A força-motriz para a migração dos subgrãos decorre da diferença de densidade de discordâncias entre o interior do núcleo de recristalização e o restante do material [3].

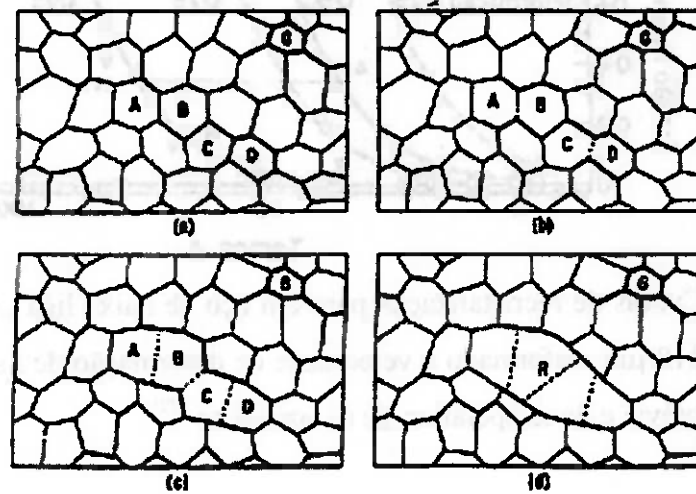
O crescimento de subgrãos ocorre em vários pontos favoráveis, como nos contornos de grãos pré-existent, inclusões ou partículas de segunda fase, bandas de deformação no interior dos grãos e interseções de maclas. As características comuns destes pontos é que todos eles representam regiões de intensa distorção localizada no reticulado. Como a nucleação de novos grãos recristalizados ocorre principalmente nas junções triplas e contornos de grãos deformados, o processo de recristalização conduz a um refino de tamanho de grão, já que um grão nucleado num lado do grão deformado encontrar-se-á com o grão nucleado no lado oposto, crescendo ambos em sentidos contrários, limitando desta forma o crescimento dos novos grãos [3].

Outros sítios que podem favorecer a nucleação de recristalização são regiões próximas às inclusões. A presença de inclusões ou partículas de segunda fase provoca a concentração de discordâncias ao seu redor, o que promove a migração de contornos de subgrãos nas vizinhanças. Os efeitos de inclusões e de partículas de segunda fase sobre a recristalização são diretamente dependentes do espaçamento e do tamanho dessas partículas. Partículas grandes, maiores que  $1\ \mu\text{m}$ , promovem a nucleação de novos grãos recristalizados, e o maior espaçamento entre elas acelera a velocidade de recristalização. Se as partículas, entretanto, forem pequenas, menores que  $0,1\ \mu\text{m}$ , e pouco espaçadas, a estrutura de deformação





**Figura 3.27** – Coalescimento de dois subgrãos por rotação de um deles. a) estrutura original do subgrão antes do coalescimento, b) um subgrão sob rotação, c) estrutura de um subgrão logo após coalescimento d) estrutura final do subgrão após migração de subcontorno <sup>[27]</sup>.



**Figura 3.28** – Representação esquemática da formação de um grão recristalizado pelo coalescimento de subgrãos <sup>[27]</sup>.

Com relação à cinética do processo de recristalização, há um período inicial durante o qual não ocorre nucleação. O processo inicia-se então vagarosamente acelerando até uma velocidade máxima de transformação e finalmente torna-se lento até o seu término. O tempo total para a recristalização se completar depende da velocidade do crescimento dos grãos nucleados, sendo esta uma função da temperatura e da deformação prévia. A figura 3.29 mostra uma série de curvas representativas da cinética de recristalização de um aço baixa liga, onde se pode observar o efeito do grau de deformação prévia e da temperatura de tratamento.

$$X = 1 - \exp\left(-C\left(\frac{t}{t_F}\right)^n\right) \quad (15)$$

Onde  $C = \ln * (1-F)$ ,  $t_F$  é o tempo para fração recristalizada específica  $F$  e os demais símbolos são os mesmos descritos para a equação (16).

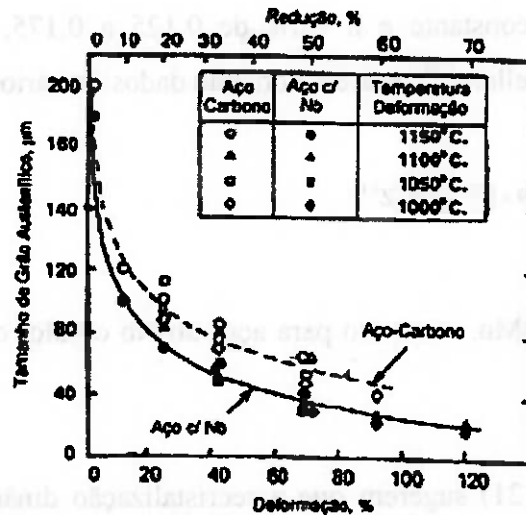
É conveniente caracterizar a velocidade de recristalização estática em termos de  $t_F$  e lembrando que esses tempos são dependentes tanto da força-motriz quanto do tamanho de grão inicial. Sellars e Whiteman [16] analisando dados de vários autores concluíram que o efeito dessas variáveis sobre  $t_F$  pode ser expresso como:

$$t_{0.5} = B \cdot \varepsilon^{-1} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{Q_{rex}}{RT}\right) \text{ se } \varepsilon < \varepsilon_c \quad (16)$$

$$t_{0.5} = B' \cdot Z^{-1} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{Q_{rex}}{RT}\right) \text{ se } \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (17)$$

Aqui  $B$  e  $B'$  são constantes,  $d_0$  é o tamanho de grão inicial e  $Q_{rex}$  a energia de ativação para a recristalização.

Como já mencionado, elementos de liga dissolvidos na austenita podem reduzir a velocidade de recristalização estática. Um aumento na concentração de soluto pode conduzir também à obtenção de grãos mais finos após a recristalização estática. Estes efeitos estão quase que certamente relacionados à influência que essas adições de soluto (ou impurezas em solução) possam vir a ter sobre a nucleação e a velocidade de crescimento dos grãos recristalizados estaticamente (efeito de arraste de soluto). Logo as contribuições relativas da recuperação e da recristalização estática ao amaciamento subsequente à deformação podem, conseqüentemente, ser bem diferentes em austenita de baixa ou alta liga. Entretanto, em contraste com o papel dos solutos na recristalização estática, a presença de precipitados na austenita deformada pode ter um efeito muito maior na redução da velocidade de recristalização estática através do ancoramento dos contornos, o que impede sua movimentação.



**Figura 3.30** – Influência da quantidade de deformação em um único passe e da temperatura de deformação sobre o tamanho de grão austenítico recrystalizado, em aços carbono e ao nióbio [24].

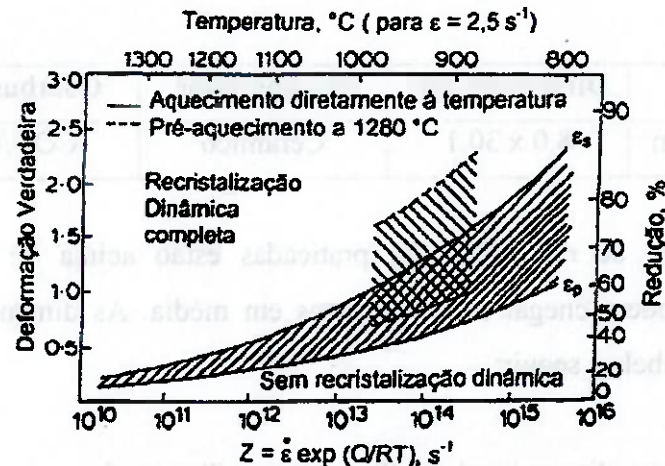
### 3.7.3 – Recrystalização Dinâmica

Durante a deformação a quente da austenita, a curva de tensão-deformação apresenta uma forma característica, ilustrada na figura 3.31(a). Inicialmente a tensão de fluxo cresce rapidamente com a deformação, como resultado do encruamento e da recuperação, até que a deformação atinge um valor crítico,  $\epsilon_c$ , onde se tem início a nucleação da recrystalização dinâmica, como pode ser visto na figura 3.31(b). O pico na tensão de fluxo ocorre após uma pequena fração do material se recrystalizar, de modo que a deformação de pico,  $\epsilon_p$ , é sempre maior que  $\epsilon_c$ , tendo sido sugerido que  $\epsilon_c$  varia entre 0,67 a 0,86 de  $\epsilon_p$  para aços de baixa liga. Deformação aplicada além de  $\epsilon_p$  resulta numa queda de tensão de fluxo até esta atingir o estado estacionário, após um intervalo de deformação,  $\epsilon_x$  [27].

As figuras 3.31 e 3.32 mostram que  $\epsilon_p$  aumenta sistematicamente com  $Z$ , o parâmetro de Zener-Hollomon. A figura 3.32 também mostra que  $\epsilon_p$  aumenta significativamente com o aquecimento a 1280°C, o que provavelmente reflete um aumento do tamanho de grão inicial  $d_0$ , já que este tem efeito tanto sobre a nucleação quanto sobre a velocidade de recrystalização dinâmica.

$$\epsilon_p = A d_0^{1/2} Z^n$$

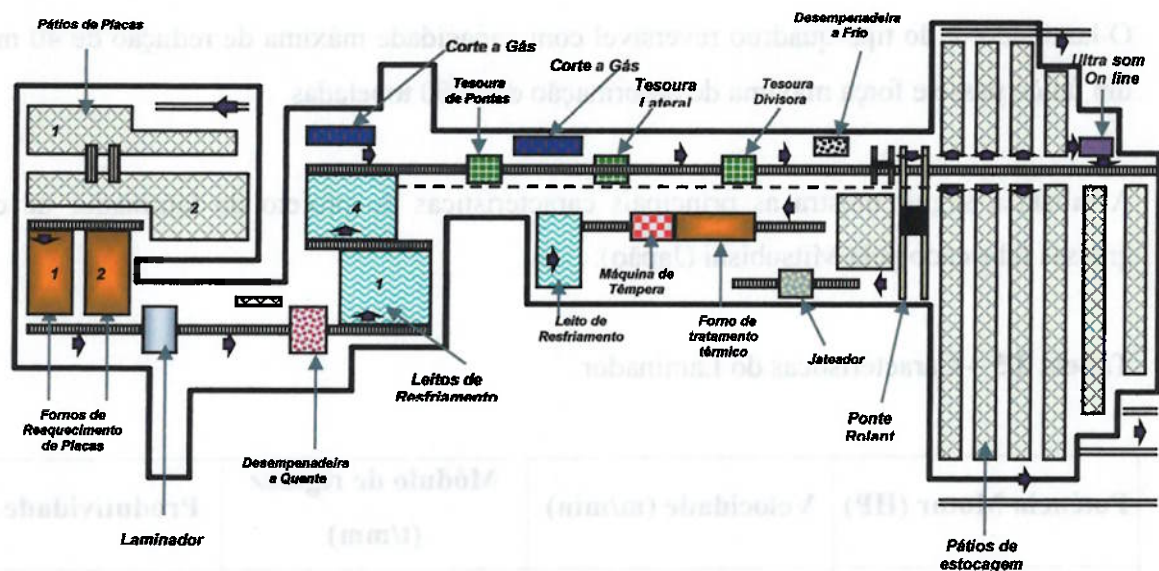
(20)



**Figura 3.32** – Dependência da deformação para tensão de pico,  $\epsilon_p$ , e para início de regime estacionário,  $\epsilon_s$ , com velocidade de deformação e temperatura, para aço C-Mn <sup>[16]</sup>.

### 3.8 – Processo em Escala Industrial

Os testes foram desenvolvidos em escala industrial utilizando os recursos e os equipamentos da Laminação de Chapas Grossas da COSIPA. A figura 3.29, abaixo, mostra o layout da fábrica de chapas grossas.



**Figura 3.33** – Layout da fábrica de chapas grossas da COSIPA.

A laminação de Chapas Grossas da COSIPA, inaugurada em fevereiro de 1978, dispõe de dois fornos de reaquecimento de placas do tipo walking – beam, fabricados pela Stein Surface (França). A tabela a seguir mostra as principais características dos fornos de reaquecimento:

**Tabela 3.6** – Características dos Cilindros.

Cilindros	Dimensões da mesa (mm)	Diâmetros (mm)	Material	Dureza (HSC)
Encosto	4000	2000 ~ 1800	Aço forjado	48
Trabalho	4100	1070 ~ 970	Ferro fundido	70

As placas reaquecidas chegam ao laminador com a temperatura acima de 1050 °C, sendo desbastadas até uma espessura intermediária (espessura de espera) que varia de acordo com a espessura final do produto e propriedades mecânicas esperadas. Nesta fase as reduções aplicadas são as mais elevadas possíveis com o objetivo de obter a “quebra” da estrutura austenítica grosseira, formada durante o reaquecimento. Intensifica-se assim a recristalização estática da austenita tendo como resultado um menor tamanho de grão antes do início da fase de espera.

Em seguida interrompe-se a laminação por alguns minutos para que o material resfrie até uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ) onde se inicia a fase de acabamento, com as deformações ocorrendo na região bifásica.

Neste ínterim, o material não pode sofrer deformação, o que implica na paralisação momentânea do equipamento por períodos de até quatro minutos, conforme a espessura do produto que está sendo laminado. Desse modo, passa a ser possível a laminação conjunta de duas ou mais placas, dentro do esquema conhecido como *laminação em tandem*. Ela se caracteriza pelo aproveitamento do período de espera de um dado esboço para se iniciar e/ou continuar o processamento de outro laminado. Desse modo, a cadeira de laminação não mais fica ociosa durante os períodos de espera, aumentando significativamente sua produtividade [5]. A figura 3.30 ilustra o esquema de laminação em TANDEM praticado durante o processo de laminação controlada:

## 4 – METODOLOGIA

### 4.1 – Material Empregado

O trabalho experimental foi desenvolvido a partir de placas do aço API X70 PSL02 laminadas em escala industrial no Laminador de Chapas Grossas da COSIPA. Trata-se um aço C-Mn comercial, tendo como elemento de liga Nb, Ti e V. A chapa destina-se a aplicação em tubos de grande diâmetro para transporte de óleo.

O aço líquido foi produzido em conversores do tipo LD de 160 toneladas e posteriormente lingotado continuamente em máquinas curvas com molde reto. As placas foram obtidas nas dimensões de 260 x 1900 x 2800 mm, e em seguidas escarfiadas para remoção de defeitos superficiais, ficando na dimensão de 253 x 1890 x 2800 mm. A composição química obtida das amostras bem como as faixas especificadas pela norma APIX70 PSL02 encontram-se na tabela 4.1 a seguir:

**Tabela 4.1 – Composição química especificada pela norma APIX70\_PSL02.**

Norma	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Cu	Cr	Ni	Mo	B	N
	X 100			X 1000						X 100				X 10000	
API5L_PSL2	9/12	145/ 160	15/30	23	4	50	45/55	35/45	10/22	7	3	10	10	5	5/80

Nota:

- 1) Valores máximos, exceto onde houver faixa.
- 2)  $Nb + V \leq 0,10\%$
- 3)  $Cu + Cr + Ni \leq 0,70$
- 4)  $Al/N \geq 2$
- 5)  $CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$
- 6)  $PCM = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$

As propriedades mecânicas especificadas estão nas tabelas 4.2 e 4.3:



**Tabela 4.5 – Espessura de espera em relação à espessura final**

<b>Espessura de Espera</b>			
30 mm	55 mm	85 mm	115 mm

As temperaturas críticas do processo de laminação calculadas <sup>[7,10]</sup> em função da composição química real das amostras de chapa estão na tabela 4.6:

**Tabela 4.6 – Temperaturas críticas de processo calculadas (em °C)**

<b>Tsol</b>	<b>Tnr</b>	<b>Ar<sub>3</sub></b>	<b>Ar<sub>1</sub></b>
1205	1036	769	690

Os parâmetros de laminação foram monitorados durante todo o processo e estão mostrados nas tabelas 4.7, 4.8, 4.9 e 4.10 a seguir:

**Tabela 4.7 – Esquema de passes utilizado para espessura de espera 30 mm:**

<b>Passe</b>	<b>Taxa de Redução (%)</b>	<b>Velocidade (RPM)</b>	<b>Força linear (t/mm)</b>	<b>Tensão de Deformação (MPa)</b>
1	7,0	33	0,63	33,96
2	8,3	32	0,80	2,67
3	10,6	33	0,70	34,23
4	13,0	31	0,85	36,53
5	15,0	32	0,78	37,85
6	17,1	32	0,86	41,50
7	20,7	32	1,04	43,42
8	22,4	33	0,98	44,64
9	25,9	35	1,09	48,27
10	34,8	38	1,46	55,73
11	15,4	43	0,88	73,77
12	9,9	52	1,05	73,63
13	10,7	35	1,12	72,54
14	8,3	35	1,12	67,99
15	8,7	34	1,18	73,93

**Tabela 4.9 – Esquema de passes utilizado para espessura de espera 85 mm:**

<b>Passe</b>	<b>Taxa de Redução (%)</b>	<b>Velocidade (RPM)</b>	<b>Força linear (t/mm)</b>	<b>Tensão de Deformação (Mpa)</b>
1	6,2	34	0,61	32,45
2	8,6	32	0,89	2,57
3	10,8	46	0,64	35,08
4	12,8	43	0,69	38,12
5	14,6	42	0,86	39,39
6	17,4	43	0,83	44,11
7	17,0	48	0,85	44,12
8	11,2	52	0,51	38,62
9	9,9	51	0,91	61,42
10	11,2	47	1,36	69,16
11	13,2	44	1,48	67,90
12	9,4	50	1,28	67,85
13	10,5	51	1,19	66,60
14	9,2	51	1,22	61,16
15	11,2	51	1,26	64,89
16	12,7	51	1,40	68,62
17	13,2	51	1,44	69,31
18	13,8	50	1,65	72,85
19	11,8	51	1,48	71,43
20	10,9	52	1,36	72,32
21	7,8	53	1,16	73,45
22	7,2	53	1,05	77,39
23	6,6	53	1,01	78,71
24	5,7	53	0,88	77,32
25	3,3	53	0,73	68,29



A tabela 4.11 mostra as características dos cilindros de trabalho que foram utilizados durante a realização deste experimento. O mesmo par de cilindros foi utilizado para as 4 espessuras de espera utilizadas.

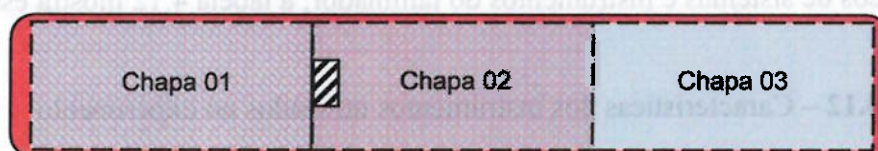
**Tabela 4.11 – Características dos cilindros de trabalho que foram utilizados.**

Cilindros	Diâmetros (mm)		Material
	Superior	Inferior	
Encosto	1965,45	1834,35	Aço forjado
Trabalho	1041,43	1055,25	Ferro fundido

### 4.3 – Amostragem

As chapas foram amostradas conforme desenho da figura 4.1 abaixo:

Os corpos de prova foram retirados entre as chapas 01/02, no meio da largura no tamanho de 450 x 450 mm de cada placa laminada, conforme ilustrado na figura 19, descartando assim a influência das “pontas frias do esboço”, onde conhecidamente há diferença de propriedades mecânicas.



**Figura 4.1 – Posição da amostra em relação ao esboço.**

### 4.4 – Ensaaios mecânicos e metalográficos

#### 4.4.1 – Teste de Tração

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram confeccionados de acordo com a norma API5L para avaliação dos limites de escoamento e tração, razão elástica e alongamento.

#### 4.4.2 – Impacto Charpy

Para os ensaios de impacto, os corpos de prova possuíam as dimensões de 10 x 10 x 55 mm, entalhe em “V” com 2 mm de profundidade para avaliação das curvas de transição dúctil/frágil. As temperaturas as quais os corpos de prova foram submetidos são de -60, -40, -20, 0 e 25 °C

## 5. RESULTADOS

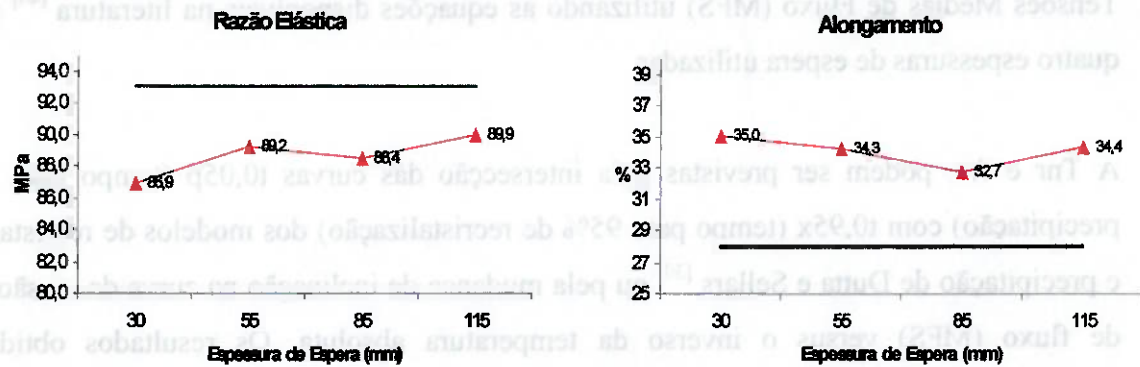
### 5.1 Limite de Resistência e Escoamento, Alongamento e Razão Elástica

A tabela 5.1 mostra os resultados de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e razão elástica obtidos a partir dos ensaios de tração das amostras laminadas sob as diferentes espessuras de espera. A norma API exige que as amostras sejam ensaiadas no sentido transversal a laminação. A tabela 5.2 mostra um resumo dos resultados.

**Tabela 5.1 – Resultados de propriedade mecânica**

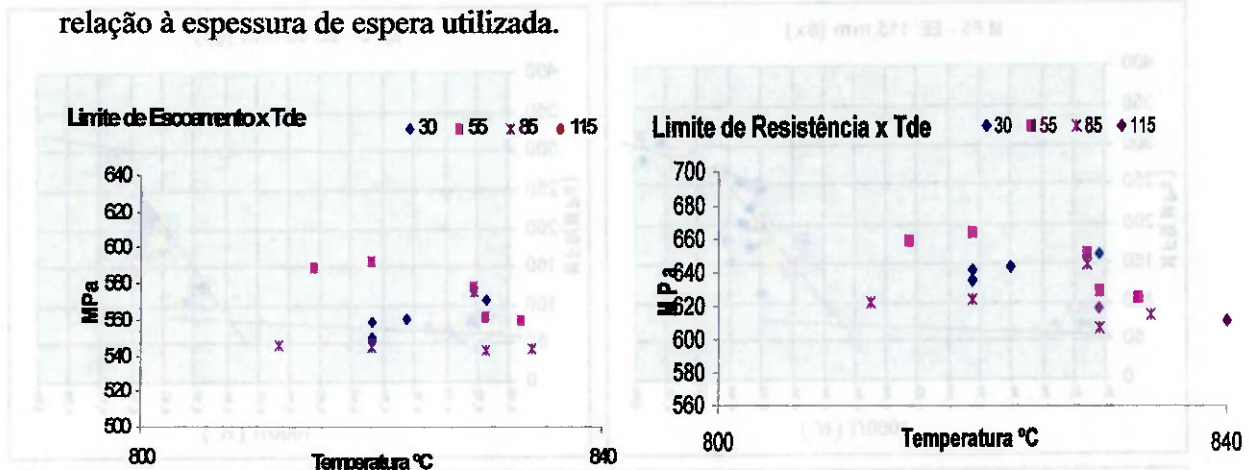
Amostra / Espessura Espera		LE	LR	Alongamento	Razão Elástica
CP	EE	(MPa)	(MPa)	%	
1	30	548,2	635,7	35,8	86,2
2	30	550,3	635,2	35,8	86,6
3	30	558,6	641,7	31,9	87,1
4	30	560,8	643,8	37,8	87,1
5	30	571,1	651,7	33,9	87,6
6	55	560,3	625,6	33,9	89,6
7	55	588,8	659,3	31,9	89,3
8	55	578,3	652,2	39,8	88,7
9	55	592,1	664,5	33,9	89,1
10	55	561,8	629,4	31,9	89,3
11	85	576,1	645,3	31,9	89,3
12	85	546	622,5	31,9	87,7
13	85	545	624,2	35,8	87,3
14	85	543,3	607,4	28,0	89,4
15	85	544,1	615,3	35,8	88,4
16	115	552,9	619,4	35,8	89,3
17	115	558,4	619,9	33,9	90,1
18	115	551,7	611,6	33,9	90,2
19	115	568,4	629,9	33,9	90,2

**Figura 5.1 – Limite de escoamento e resistência em função da espessura de espera:**

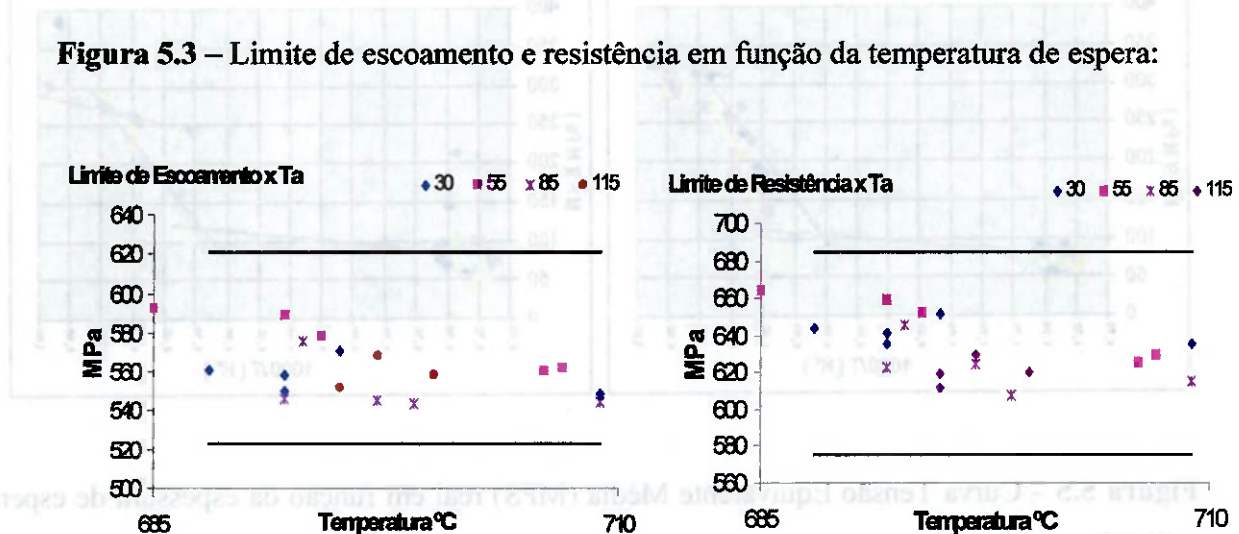


**Figura 5.2 – Alongamento e razão elástica em função da espessura de espera:**

As figuras 5.3 e 5.4 mostram graficamente o comportamento das propriedades mecânicas em relação à espessura de espera utilizada.



**Figura 5.3 – Limite de escoamento e resistência em função da temperatura de espera:**



**Figura 5.4 – Limite de escoamento e resistência em função da temperatura de acabamento:**

**Tabela 5.4 – Temperaturas obtidas pela tensão equivalente média (MFS)**

Espessura de Espera (mm)	T <sub>nr</sub> (°C)	Ar <sub>3</sub> (°C)
30	844	774
55	863	780
85	863	785
115	876	782

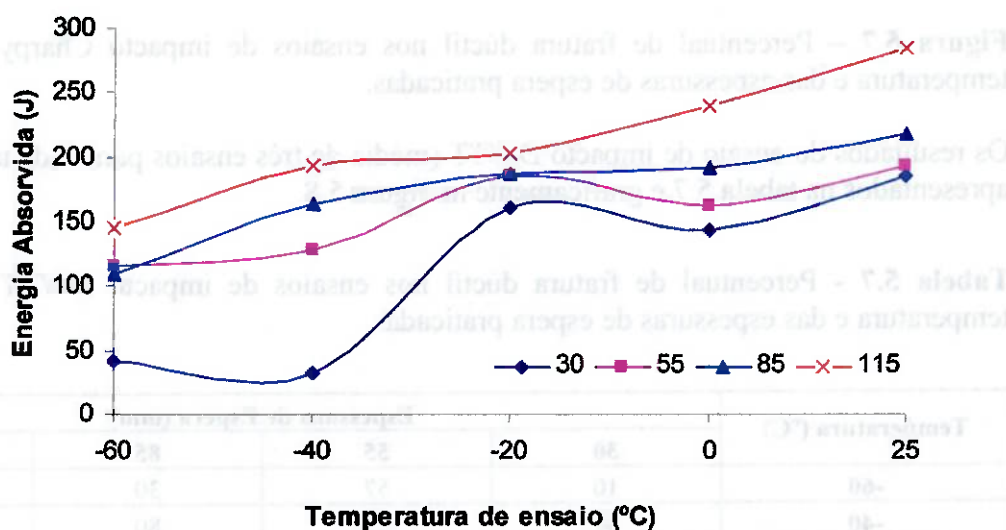
**Nota:** Em anexos consta o memorial de cálculo da MFS para as 4 espessuras de espera utilizadas.

## 5.2 Resultados do ensaio de impacto Charpy e DWTT

Os resultados de energia absorvida no ensaio de Charpy (média de três ensaios para cada temperatura) são apresentados na tabela 5.5 e graficamente na figura 5.6.

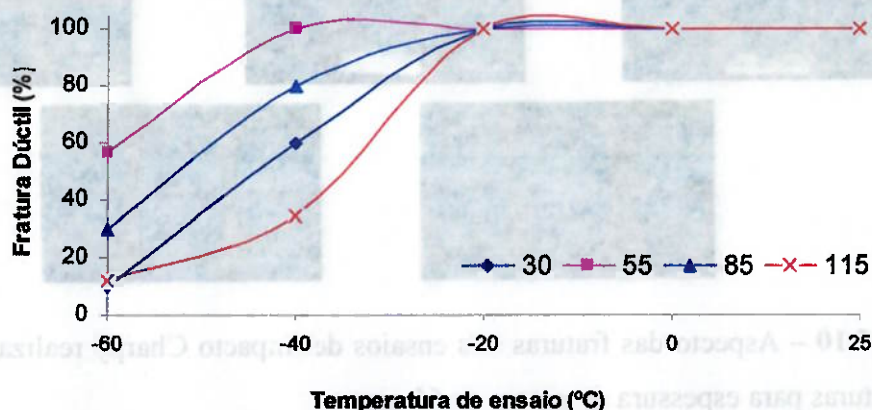
**Tabela 5.5 - Resultados do ensaio de impacto Charpy**

Temperatura (°C)	Energia Absorvida (J) x Espessura de Espera (mm)			
	30	55	85	115
-60	41	116	110	146
-40	33	129	164	194
-20	161	185	187	203
0	144	162	191	240
25	185	194	218	284



**Figura 5.6 – Energia absorvida pelas diferentes espessuras de espera em função da temperatura de ensaio.**





**Figura 5.8** – Percentual de fratura dúctil nos ensaios de impacto DWTT em função da temperatura e das espessuras de espera praticadas.

### 5.3 Aspecto da fratura dos corpos de prova do ensaio de impacto Charpy

Foi analisado o aspecto da fratura dos corpos de prova laminados sob diferentes temperaturas. Foram utilizadas temperaturas de -60 °C a 25 °C para avaliação de cada espessura de espera utilizada no experimento. As figuras 5.9, 5.10, 5.11 e 5.12 mostram o aspecto das fraturas.



**Figura 5.9** – Aspecto das fraturas nos ensaios de impacto Charpy realizados em diferentes temperaturas para espessura de espera de 30 mm;

**Nota:** interpretar da esquerda para direita, respectivamente: -60 °C, -40°C, -20°C, 0°C e 25°C

As superfícies de fraturas dos corpos de prova de aço API X70, utilizados no ensaio de impacto, apresentaram regiões de "separação" ou "fendas", semelhantes às encontradas em algumas literaturas [32, 49, 52 e 53] próximas à região central principalmente para temperaturas abaixo de -40 °C e para espessura de espera acima de 85 mm.

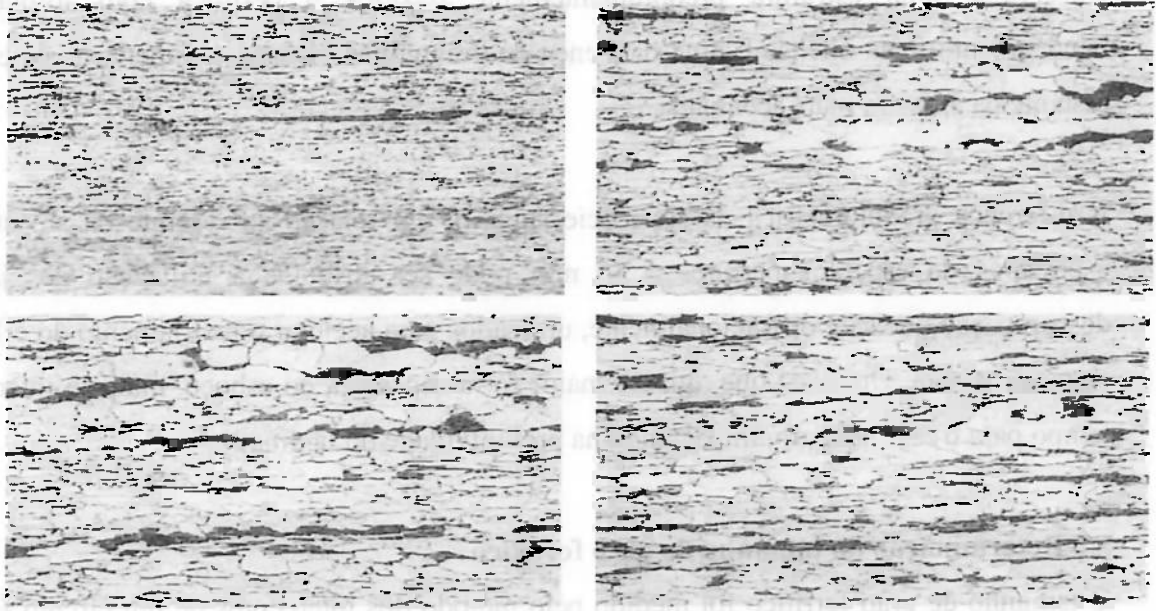
Separações são defeitos orientados paralelamente à superfície de fratura da chapa laminada, que exercem uma profunda influência sobre as propriedades de impacto. A composição química do aço, assim como a quantidade de deformação e a temperatura de laminação, é conhecida por sua influência na ocorrência de separações. Inclusões não metálicas, as quais estão paralelas à direção de laminação, comportam-se como sítios de iniciação de separações (devido à interface inclusão/matriz ser fraca, por possuírem resistência e dureza diferentes), com a propagação ocorrendo nos contornos de grão, através de planos cristalográficos preferenciais ou em áreas de segregação. As separações são mais bem observadas nas vizinhanças da temperatura de transição dúctil-frágil. [32, 49 e 52]. As regiões de separação apresentam fratura por clivagem enquanto que as regiões ao redor desta separação apresentam fratura dúctil, semelhantes às literaturas [47, 48 e 49]. O corpo de prova de impacto pode ser considerado, neste caso, como uma composição de vários corpos de prova diminutos, separados por planos de clivagem. Isto leva à configuração de uma trinca divisória que diminui a energia do patamar [49 e 52].

#### 5.4 Metalografia

A análise metalográfica foi feita segundo a norma *ASTM E3*. O esquema de amostragem foi realizado na secção longitudinal, ou seja, na direção de laminação, onde se dividiu a espessura em 4 camadas: superfície superior, ¼ da espessura, ¾ da espessura e superfície inferior. Após o corte, as amostras foram embutidas a quente, lixadas com lixas número: 120, 220, 320, 400, 600 e 800 e polidas com pasta de diamante de granulometria 6 e 3 µm. O acabamento final foi feito com pasta de alumina de granulometria 0,3 µm.

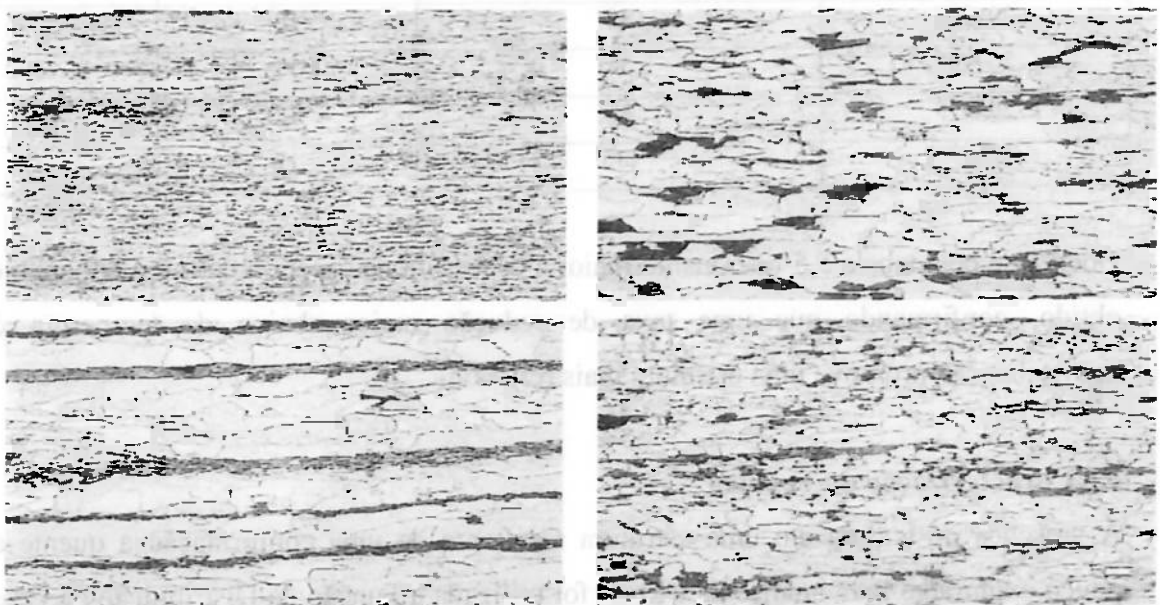
Para revelação da microestrutura, foi utilizado o ataque com nital 2% aplicado com um chumaço de algodão ("boneca"), segundo norma *ASTM E 407*. O aumento no microscópio óptico foi de 350 vezes.

Como na amostra anterior observa-se uma estrutura predominantemente ferrítica – perlítica em todas as secções e como já era de se esperar, não há diferença significativa de granulometria entre a superfície e o centro da amostra

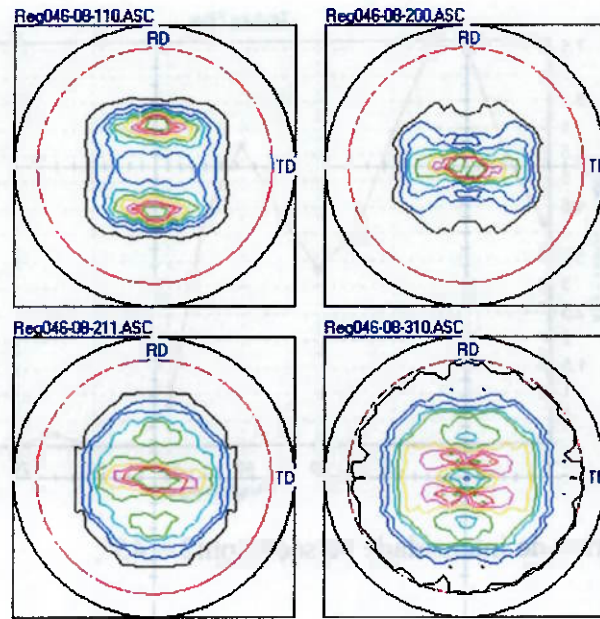


**Figura 5.15** Metalografia de um corpo de prova laminado com espessura de espera de 85 mm com 350X de aumento, ataque nital 2%

Diferente das amostras anteriores observa-se uma estrutura predominantemente ferrítica – perlítica com formação de bandejamento e uma diferença de granulometria entre a superfície superior e o restante da amostra já é notada.

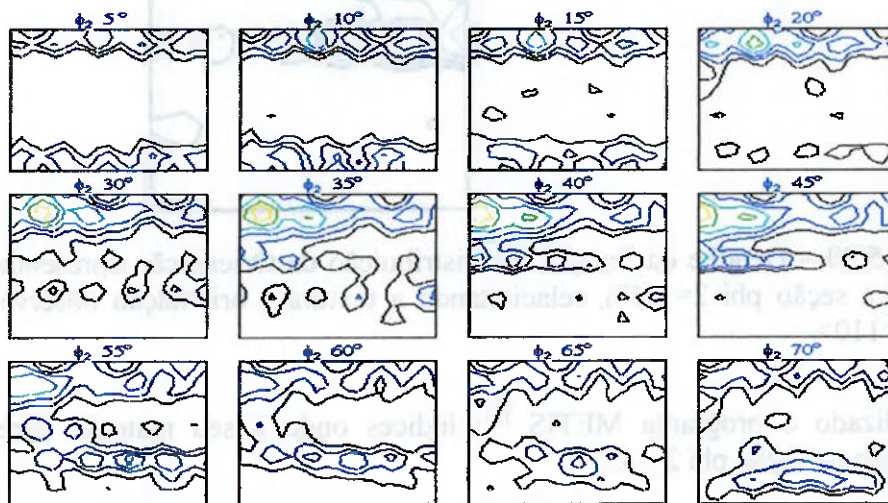






**Figura 5.17** – Figuras de pólo dos planos cristalográficos (110), (200), (211) e (310)

Olhando o plano (110) da figura de pólo pode-se observar uma simetria em relação à direção de laminação destacada na cor vermelha.

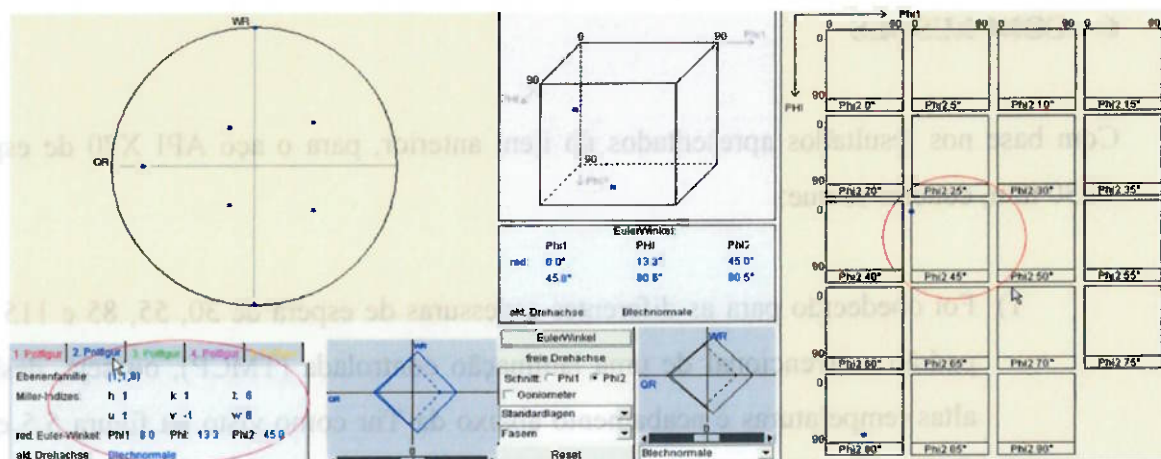


**Figura 5.18** – Tratamento das figuras de pólo através da Função da Distribuição da Orientação

Na seção  $\phi_2 = 45^\circ$  pode-se observar uma região com linhas na parte superior esquerda (linha amarela) indicando que o material apresenta certa textura e orientação nessa região.

Utilizando a seção  $\phi_2 = 45^\circ$ , obtem-se a figura de fibra alfa  $\langle 011 \rangle$  que é na direção de laminação. Pode-se observar na figura 5.19 uma intensidade maior entre  $10^\circ$  e  $15^\circ$ , indicando que tem textura e orientação nessa direção  $\{116\} \langle 110 \rangle$ .





**Figura 5.21** – Resultado do programa METIS ilustrando as posições de textura.

O resultado do programa METIS ilustra (ponto azul) que o material tem textura  $\{116\}\langle 110\rangle$  pois apresentou maior intensidade nessa região na seção  $\phi_2 = 45^\circ$ .

- 8) Houve uma redução de 1,4  $\mu\text{m}$  no tamanho médio de grão com o aumento da espessura de espera utilizada;
- 9) Até a espessura de espera de 55 mm observa-se uma microestrutura homogênea ao longo da espessura do material;
- 10) A partir de espessuras de espera de 55 mm observa-se uma microestrutura mais refinada na face superior do material, fruto do acúmulo de água da refrigeração/descarepação do laminador;
- 11) Para espessuras de espera acima de 55 mm observa-se o surgimento mais acentuado de bandeamento de perlita e ferrita resultado da maior deformação na região bifásica realizada a baixa temperatura.
- 12) Foi observada a presença de textura resultante do processo de laminação a quente realizado com taxas de redução a temperaturas em torno da temperatura  $\text{Ar}_3$ .

[10] OUCHI, C.; The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of Gamma-Alpha Transformation After Hot Rolling. Transactions of the ISIJ, p.214-222, Tokio, March 1982.

[11] BARBOSA, R; Processing Microstructure and Properties os HSLA Steels, Ed. A. J. DeArdo, (TMS- AIME), p.51/61, 1988.

[13] SPEICH, G. R.; CUDDY, L. J.; GORDON, C. R. e DEARDO, A. J. Phase Transformations in Ferrous Alloys, ASM, p.341-392, Cleveland, 1984.

[14] TANAKA, T; Control Rolling of Steel Plate and Strip. International Metal Reviews, vol. 26, 1981.

[15] INAGAKI, H. Transaction from ISIJ, vol. 23, p.1059, 1983.

[16] SELLARS, C. M. e WHITEMAN, J. A.; Recrystalization and Grain Growth em Hot Rolling, Metal Science, v.13, p.187-194, Março, 1979

[17] DEARDO, A. J., "Metallurgical Basis for Thermomechanical Processing of Microalloyed Steels", Ironmaking and Steelmaking, vol. 28, n.2, p. 138-144, 2001.

[18] HONEYCOMBE, R.W.K., Carbide Precipitation in HSLA Steels, Proc. Microalloyed HSLA Steels, p.1-13, Chicago, 1988.

[19] GLADMAN, T., The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, The Institute of Materials, p.47-56, London, 1997.

[20] GALLEGGO, J. e KESTENBACH, H. J.; Estudo Quantitativo dos Mecanismos de Endurecimento em Aços Comerciais Microligados com Vanádio, Revista Matéria, v.10, n.3, pp.381 – 391, 2005.

[21] HONEYCOMBE, R.W.K., Carbide Precipitation in HSLA Steels, Proc. Microalloyed HSLA Steels, p.1-13, Chicago, 1988.

[22] PICKERING, F.B. Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publishers Ltd., p.63-91, London, 1978.

Brasileira de Metais, p.471-486, São Paulo, 1991.

[36] AKBEN, M.G. & JONAS, J.J. In: HSLA STEELS - TECHNOLOGY & APPLICATIONS. Proceedings. American Society for Metals, p.149-161, Metals Park, 1983.

[37] ZHOU, J. e outros. Iron Steel (China), p.45-59 (Trad. FE 29070). Agosto, 1992

[38] ABE, T. e outros. Transactions of the ISIJ, p.478-84, June, 1987

[39] KASPAR, R. e outros. Steel Research, p.195-198, Maio, 1983.

[40] MAZUR, V.L. & KHZHNYAK, D.D. Steel in the USSR, p.350-352, Agosto, 1991.

[41] LAASRAOUI, A. & JONAS, J.J. Metallurgical Transactions A, p.1545-1555, Julho, 1991.

[42] SANKAR, J. e outros. Metals Technology, p.325-331. Setembro, 1979.

[43] CINGARA, C.L. e outros. In: SYMPOSIUM ON PROCESSING, MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HSLA STEELS. Proceedings. TMS-AIME, p.91-104, Pittsburgh, Novembro, 1988.

[44] MAJTA, J. e outros. MODELING THE EVOLUTION OF THE MICROESTRUTURE OF A Nb STEEL. ISIJ International, Vol. 36, nº8, 1996.

[45] SUN, W.P. e outros. INFLUENCE OF COOLING RATE ON RECRYSTALLIZATION AND PRECIPITATION DURING HOT ROLLING. 35<sup>th</sup> MWSP Conference Process, ISS-AIME, 1994.

[46] DEPIZZOL, A.C. EFEITO DO RESFRIAMENTO ACELERADO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ESTRUTURAIS DE UM AÇO ARBL MICROLIGADO COM Nb – V – Ti. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica pela Universidade Federal de Minas Gerais, 1993.

## 8. Anexos

## 1) MFS da laminação do aço API com espessura de espera 30 mm.

Dimensões nominais	Símbolo	Unidade	Esquema de passes laminação controlada de aço API no Pilsa Mill																														
Perímetro	Entrada	Passa 1	Passa 2	Passa 3	Passa 4	Passa 5	Passa 6	Passa 7	Passa 8	Passa 9	Passa 10	Passa 11	Passa 12	Passa 13	Passa 14	Passa 15	Passa 16	Passa 17	Passa 18	Passa 19	Passa 20	Passa 21	Passa 22	Passa 23	Passa 24	Passa 25	Passa 26	Passa 27	Passa 28	Passa 29	Passa 30		
Redução convencional	Rcv	%	7,0%	8,3%	10,0%	13,0%	15,0%	17,0%	20,7%	22,4%	25,0%	34,0%	35,4%	39,0%	40,7%	43,0%	47,0%	48,0%	49,0%	50,0%	51,0%	52,0%	53,0%	54,0%	55,0%	56,0%	57,0%	58,0%	59,0%	60,0%	61,0%	62,0%	
Redução absoluta	Δb	mm	17,8	19,4	22,8	25,1	25,2	24,5	24,4	21,0	18,8	16,8	14,8	12,9	11,0	9,4	7,9	6,4	5,4	4,9	4,0	3,5	3,0	2,5	2,0	1,5	1,0	0,5	0,0	0,0	0,0	0,0	
Deformação real	ε	adm	0,073	0,085	0,112	0,139	0,163	0,198	0,251	0,253	0,300	0,420	0,500	0,580	0,660	0,740	0,820	0,900	0,980	1,060	1,140	1,220	1,300	1,380	1,460	1,540	1,620	1,700	1,780	1,860	1,940	2,020	
Arco de contato	L (arco)	mm	98,7	100,9	108,4	114,7	115,0	115,2	113,1	104,9	99,3	99,2	93,3	89,3	83,3	77,3	71,3	65,3	59,3	53,3	47,3	41,3	35,3	29,3	23,3	17,3	11,3	5,3	0,0	0,0	0,0	0,0	
	Alt	mm	0,19	0,19	0,21	0,22	0,22	0,22	0,20	0,19	0,19	0,18	0,17	0,16	0,15	0,14	0,13	0,12	0,11	0,10	0,09	0,08	0,07	0,06	0,05	0,04	0,03	0,02	0,01	0,00	0,00	0,00	
	Ang	graus	10,83	11,10	12,05	12,64	12,68	12,47	12,46	11,54	10,93	10,91	9,84	9,30	8,74	8,18	7,62	7,06	6,50	5,94	5,38	4,82	4,26	3,70	3,14	2,58	2,02	1,46	0,90	0,34	0,00	0,00	
	N	rpm	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	33	
Velocidade	Vel	mm	109	105	100	92	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	85	
	Tempo no arco de contato	ms	53,4	57,4	60,4	67,4	65,5	64,5	64,4	57,9	51,7	47,6	42,6	37,6	32,6	27,6	22,6	17,6	12,6	7,6	2,6	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	
	Taxa de deformação	mm/s	1,27	1,30	1,35	2,07	2,49	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	2,62	
	Velocidade do estampo	Vel	mm	100	105	100	102	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105	105
Comprimento de malha	Compr	m	2,90	3,3	3,6	4,2	4,9	6,0	7,5	9,7	13,0	20,0	29,7	43,3	62,0	85,7	114,4	148,1	186,8	230,5	279,2	332,9	391,6	455,3	524,0	597,7	676,4	760,1	848,8	942,5	1,036,2	1,130,0	
	Tempo entre passes	t	seg	7	10	14	8	7	8	13	10	14	7	11	15	19	23	27	31	35	39	43	47	51	55	59	63	67	71	75	79	83	
	Força de laminação	F	ton	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434	1434
	Fluxo	ton/mm	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	0,63	
Corrente Elétrica	I	A	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	8701	
	Tempo entre passes	t	seg	7	10	14	8	7	8	13	10	14	7	11	15	19	23	27	31	35	39	43	47	51	55	59	63	67	71	75	79	83	
	Tensão de deformação	σ	Mpa	2130	1,87	24,16	25,72	27,28	28,84	30,40	31,96	33,52	35,08	36,64	38,20	39,76	41,32	42,88	44,44	46,00	47,56	49,12	50,68	52,24	53,80	55,36	56,92	58,48	60,04	61,60	63,16	64,72	
	σ <sub>0,2</sub>	Mpa	33,96	2,67	34,23	36,53	37,85	41,50	43,42	44,64	46,27	48,13	50,24	52,56	55,12	57,96	61,12	64,64	68,56	72,96	77,84	83,20	89,12	95,60	1,02,64	1,09,76	1,16,96	1,24,24	1,31,60	1,39,04	1,46,56	1,54,16	



### 3) MFS da laminação do aço API com espessura de espera 85 mm.

Dimensões nominais	Símbolo	Unidade	Esquema de passes laminação controlada de aços API no Pita Mill																															
			Entrada	Passo 1	Passo 2	Passo 3	Passo 4	Passo 5	Passo 6	Passo 7	Passo 8	Passo 9	Passo 10	Passo 11	Passo 12	Passo 13	Passo 14	Passo 15	Passo 16	Passo 17	Passo 18	Passo 19	Passo 20	Passo 21	Passo 22	Passo 23	Passo 24	Passo 25	Passo 26	Passo 27	Passo 28	Passo 29	Passo 30	
Redução convencional	R <sub>av</sub>	%	6,8%	6,8%	6,8%	10,8%	12,8%	14,6%	17,4%	17,0%	11,2%	9,9%	11,2%	13,2%	9,4%	10,5%	9,2%	11,2%	12,7%	13,2%	13,8%	11,8%	10,9%	7,8%	7,2%	6,8%	5,7%	3,3%	100,0%	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM
Redução absoluta	Δh	mm	17,2	20,3	23,3	24,6	24,5	24,9	20,1	11,0	8,6	8,8	9,2	8,8	5,7	5,7	4,5	5,0	4,6	4,1	3,1	2,5	1,6	1,4	1,2	0,9	0,5	14,8	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	
Deformação real	r	adm	0,070	0,080	0,114	0,137	0,158	0,181	0,187	0,119	0,104	0,119	0,142	0,099	0,111	0,086	0,118	0,135	0,142	0,148	0,126	0,115	0,081	0,075	0,069	0,059	0,033	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	
Arco de contato	L (arc)	mm	949	1031	1105	1136	1132	1142	1028	76,0	67,1	67,9	69,6	54,7	54,8	48,6	51,1	51,2	49,9	46,6	40,0	36,0	28,7	26,6	24,6	21,1	16,1	88,1	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	
Ângulo de Contato	α (rad)	deg	0,18	0,20	0,21	0,22	0,22	0,22	0,20	0,15	0,13	0,13	0,13	0,10	0,10	0,09	0,10	0,10	0,09	0,08	0,07	0,06	0,05	0,05	0,04	0,03	0,17	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	
	α (pas)	deg	10,43	11,35	12,17	12,52	12,48	12,58	11,31	8,33	7,55	7,44	7,83	5,89	6,00	5,32	5,58	5,61	5,36	5,10	4,38	3,84	3,14	2,91	2,89	2,41	1,76	9,67	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	
RPM	n	rpm	34	32	46	42	42	42	46	52	51	47	44	55	59	51	51	51	51	51	50	51	52	53	53	53	53	53						
Velocidade	V <sub>01</sub>	m/min	112	105	151	142	138	140	158	171	168	155	145	165	168	168	188	188	188	168	165	168	171	175	175	175	175	175	0	0	0	0	0	0
Tempo na arco de contato	t <sub>arco</sub>	ms	50,8	53,7	43,8	48,1	48,1	48,4	38,0	26,6	24,0	26,3	28,8	19,9	19,6	17,4	18,2	18,3	17,5	17,0	14,3	12,8	9,9	9,2	8,5	7,8	5,5	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	
Taxa de deformação	t <sub>taxa def</sub>	mm/s	1,4	1,5	2,6	2,8	3,2	3,9	4,8	4,5	4,3	4,5	4,9	5,0	5,6	5,6	6,5	7,4	8,1	8,8	8,8	9,1	8,2	8,2	8,1	7,8	6,0	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	
Velocidade do rebolo	V <sub>el</sub>	rpm	112	105	151	142	138	140	158	171	168	155	145	165	168	168	188	188	188	168	165	168	171	175	175	175	175	175	0	0	0	0	0	0
Comprimento de material	Comp <sub>mat</sub>	m	3,0	3,3	3,7	4,2	4,9	5,9	7,2	8,1	9,0	10,1	11,6	12,8	14,3	15,8	17,8	20,4	23,5	27,2	30,9	34,6	37,6	40,5	43,4	46,0	47,5	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	
Tempo entre passes	t	s	5	7	14	8	7	8	13	10	42,0	8	8	8	8	8	10	9	9	13	11	13	13	15	15	15	16	26						
Força de laminação	F	ton	134	203	168	152	163	142	137	137	101	205	310	336	295	273	276	283	300	323	359	338	316	2842	2368	2292	1688	1653						
Força linear	F <sub>lin</sub>	ton/mm	0,61	0,88	0,84	0,88	0,88	0,83	0,85	0,51	0,91	1,38	1,48	1,26	1,19	1,22	1,26	1,40	1,44	1,65	1,48	1,36	1,16	1,05	1,01	0,88	0,73	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	
Corrente Elétrica	I	A	6355	9119	11070	10861	11782	11907	11737	5982	7710	11882	11625	9240	8703	7788	8106	8873	8200	9024	6721	5449	3940	3369	2963	2319	1995							
Tensão de Deformação	σ <sub>m</sub>	Mpa	20,35	1,80	24,76	26,85	28,33	31,02	31,88	28,55	45,15	51,02	49,30	50,94	49,34	45,29	48,05	50,83	51,24	53,87	52,81	53,57	54,41	57,33	59,31	57,28	50,58	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	
	σ <sub>m</sub>	Mpa	32,45	2,57	35,08	38,12	39,39	44,11	44,12	38,62	61,42	69,16	67,00	67,55	68,80	61,16	64,89	68,82	69,31	72,85	71,43	72,52	73,45	77,39	78,71	77,32	68,29	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	#CMM	

