

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

Dissertação de Mestrado

Análise da influência do nióbio na microestrutura e
propriedades mecânicas da barra chata temperada e
revenida para aplicação em feixes de mola

Eduardo de Oliveira Diniz

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Mai/2005

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

Eduardo de Oliveira Diniz

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO NIÓBIO NA MICROESTRUTURA E
PROPRIEDADES MECÂNICAS DA BARRA CHATA TEMPERADA E
REVENIDA PARA APLICAÇÃO EM FEIXES DE MOLA.

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

Área de concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2005

A Deus, à minha esposa, Jaqueline,

Aos meus pais, Edion e Marlene, e

Aos meus irmãos, Ricardo

Leonardo e Renata.

AGRADECIMENTOS:

O autor agradece a todos aqueles que, direta ou indiretamente, colaboraram na preparação deste trabalho e, em particular:

- A Deus por ter me dado oportunidade e saúde para aproveitá-las;
- À minha querida Jaqueline, pela compreensão, carinho e companheirismo;
- Aos meus pais, incentivadores e amigos fiéis;
- Ao Engenheiro Iran Medeiros, pelo incentivo, sobretudo no início do trabalho;
- Aos colegas da BELGO e em especial ao Rosan Fernandes, pelo apoio no laboratório;
- Ao Professor Dagoberto Brandão Santos pela orientação e sugestões dadas;
- À Professora Berenice Gonzalez pelo apoio na parte experimental;
- À BELGO, pela oportunidade e apoio na produção de lotes experimentais;
- À CINDUMEL, através do Engenheiro Marcos Fazolari, pelo apoio no processamento das barras.

SUMÁRIO

1 – INTRODUÇÃO	1
2 – OBJETIVOS	3
3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 – Aços para mola	4
3.2 – Elementos de liga nos aços	4
3.2.1 – Efeitos dos elementos de liga nas propriedades do aço	4
3.2.2 – Efeitos dos elementos de liga sobre os campos α e γ do diagrama Fe-C	6
3.2.3 – Aços microligados	6
3.3 – Nióbio e sua aplicação nos aços	8
3.3.1 – Uso do nióbio em aços	8
3.3.2 – Tendência na formação de compostos	9
3.3.3 – Composição do NbC_xN_y formado nos aços ao nióbio	10
3.3.4 – Precipitação de NbCN: Morfologia e distribuição típicos	11
3.3.5 – Comportamento do nióbio na austenita	12
3.3.6 – Função do nióbio no processamento termomecânico	14
3.3.7 – Crescimento de grão.....	14
3.4 – Dissolução de um precipitado	16
3.5 – Fadiga: Aspectos importantes	16
3.5.1 – Desenvolvimento da fratura	16
3.5.2 – Fatores influentes na vida da peça sob fadiga	17
3.5.3 – Fadiga de baixo ciclo	19
3.6 – Aço ABNT 5160	19
3.7 – Tratamento térmico do aço para aplicação em molas	20
3.7.1 – Têmpera: Aspectos gerais	21
3.7.2 – Revenimento: Aspectos gerais	26
3.8 – Fluxo de produção da aciaria e laminação da Belgo Usina Grande Vitória	28
3.8.1 – Aciaria da UGV	29
3.8.2 – Laminação	29
3.9 – Fluxo de produção do feixe de mola	31
3.9.1 – Processo de têmpera para produção do feixe de molas	32
4 – METODOLOGIA	34
4.1 – Materiais	34
4.2 – Rota de fabricação	35
4.2.1 – Produção da barra laminada a quente	35

4.2.2 – Produção do feixe de mola e tratamento térmico	36
4.3 – Análise do produto	36
4.3.1 – Produto laminado a quente	37
4.3.2 – Produto temperado e revenido	39
4.3.3 – Teste de fadiga.....	40
5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	42
5.1 – Propriedades mecânicas	42
5.1.1 – Dureza.....	42
5.1.2 – Limite de Resistência	53
5.2 – Microestrutura	55
5.2.1 – Caracterização microestrutural	55
5.2.2 – Medição do tamanho de grão austenítico	60
5.2.3 – Descarbonetação e microinclusão.....	61
5.3 – Medição da vida a fadiga	62
6 – CONCLUSÕES	68
7 – RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	70
8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	71
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	72

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1	Processamento teórico de um aço com adição de Nb como microligante	9
FIGURA 3.2	Influência da taxa C/N do aço na taxa C/N no carbonitreto precipitado	11
FIGURA 3.3	Lâminas de precipitado de Nb(C,N) na austenita	12
FIGURA 3.4	Cinética de precipitação de Nb(C,N) no aço para vários níveis de recristalização	13
FIGURA 3.5	Superfície de ruptura por fadiga de um eixo	17
FIGURA 3.6	Curva típica de fadiga para metais ferrosos	18
FIGURA 3.7	Feixe de mola clássico	20
FIGURA 3.8	Curva de resfriamento contínuo para o aço SAE 5160	22
FIGURA 3.9	Diâmetro crítico ideal em função do %C e tamanho de grão austenítico para ligas Fe-C	23
FIGURA 3.10	Temperatura M_i como função da percentagem em peso de carbono no aço.	23
FIGURA 3.11	Austenita retida no aço em função do teor de carbono	25
FIGURA 3.12	Efeito da temperatura de revenimento na dureza de três aços com diferentes %C	27
FIGURA 3.13	Representação esquemática do fluxo de produção da aciaria e laminação da Belgo	28
FIGURA 3.14	Esquema do fluxo de produção de feixes de molas	32
FIGURA 4.1	Esquema do fluxo térmico utilizado na laminação de tarugos na Belgo UGV	36
FIGURA 4.2	Indicação esquemática da região da barra chata laminada de onde foram retirados corpos de prova para ensaio de tração	38
FIGURA 4.3	Forma e dimensões dos corpos de prova confeccionados para ensaio de tração	38
FIGURA 4.4	Indicação da região onde foram realizadas medições de dureza	39
FIGURA 4.5	Feixe de molas montado em máquina para ensaio de fadiga	40
FIGURA 4.6	Tipos de ciclos regulares de tensão para teste de fadiga	41
FIGURA 5.1	Resultados de dureza das corridas após laminação	42

FIGURA 5.2	Temperatura para solubilização do Nb do Nb(C,N) em função da percentagem de carbono no aço	45
FIGURA 5.3	Estruturas das corridas analisadas com aumentos diferentes	48
FIGURA 5.4	Estrutura perlítica da barra chata laminada analisada com aumento de 3000 vezes	49
FIGURA 5.5	Variação da dureza de aços-carbono em função do teor de carbono, para várias percentagens de martensita na microestrutura	50
FIGURA 5.6	Resultados de dureza das três corridas analisadas na condição de revenida	51
FIGURA 5.7	Variação de Dureza nas três corridas em estudo mostrando resultados do núcleo e da região próximo à borda	52
FIGURA 5.8	Curva de tração deformação convencional para a corrida 38863 (0,02% de Nb)	53
FIGURA 5.9	Alteração no patamar de escoamento com a variação da percentagem de carbono no aço	54
FIGURA 5.10	Estruturas dos aços analisados no estado laminado: (a) corrida sem Nb aumento 200 vezes	56
FIGURA 5.11	Microestrutura das corridas analisadas após tratamento térmico	60
FIGURA 5.12	Tamanho de grão austenítico das corridas. São apresentados três valores obtidos em cada corrida	61
FIGURA 5.13	Descarbonetação típica da produção de barra chata	62
FIGURA 5.14	Resultados de várias medidas e média de ensaio de fadiga para as corridas analisadas	63
FIGURA 5.15	Superfície da fratura da barra sob fadiga	64
FIGURA 5.16	Fotos da superfície das barras temperadas e revenidas	67
FIGURA 5.17	Diagrama para estimar a vida à fadiga, em número de ciclos, do aço para feixe de molas	68

LISTA DE TABELAS

TABELA III.1	Distribuição geral dos elementos de liga nos aços	5
TABELA III.2	Composição química do aço ABNT 5160 especificada por um fabricante de feixes de mola	8
TABELA III.3	Composição química da norma ABNT NBR EB 2165 para o aço 5160	20
TABELA III.4	Temperaturas usuais no forno de reaquecimento	30
TABELA III.5	Variações de propriedades esperadas para o aço antes e após tratamento térmico	33
TABELA IV.1	Composições químicas obtidas dos aços utilizados no estudo (% em peso)	34
TABELA V.1	Resultados de ensaio de tração das corridas analisadas	53
TABELA V.2	Número médio de ciclos de fadiga de cada corrida até a fratura	63

LISTA DE NOTAÇÕES

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

AFNOR – Associação Francesa de Normalização

Al – Alumínio

ASTM – American Standard

C – Carbono.

Cr – Cromo.

EBT – Forno elétrico com bica de vazamento excêntrica

Fe – Ferro.

Mn – Manganês

Mo – Molibdênio.

N – Nitrogênio.

Nb – Nióbio.

Nb(C,N) – Carbonitreto de nióbio

Ni – Níquel.

P – Fósforo

S – Enxofre

Si – Silício

Ta – Tântalo.

Ti – Titânio

UGV – Usina Grande Vitória

V – Vanádio

Zr – Zircônio

W – Tungstênio

RESUMO

Objetivou-se avaliar a influência que diferentes percentuais de adições de nióbio, como elemento microligante, provocam nas propriedades mecânicas e na estrutura da barra chata temperada e revenida aplicada em feixes de mola. Utilizou-se de amostras retiradas de três corridas do aço ABNT 5160, que apresentavam entre si diferentes percentuais de nióbio – sem adição de Nb, Nb=0,02% e Nb=0,04% - após laminação a quente na Belgo Usina Grande Vitória e após têmpera e revenimento no cliente produtor de feixe de mola. A influência dos diferentes níveis de nióbio foi avaliada, na barra laminada, através da medição do tamanho de grão austenítico, caracterização da estrutura, medição de dureza e limite de resistência à tração, enquanto na barra tratada termicamente foi realizada caracterização da estrutura e medição de dureza. Foi avaliada também em vida a fadiga das corridas através de teste de fadiga em feixes de mola confeccionados a partir das corridas analisadas. Os resultados mostraram que, nas condições de processamento de laminação e tratamento térmico às quais o produto estudado é submetido, os percentuais de nióbio adicionado não têm grande influência. As diferenças detectadas na dureza e no limite de resistência da barra laminada foram pequenas, assim como o refinamento de grão observado. Na barra temperada, a dureza mostrou-se homogênea na comparação das corridas estudadas e no teste de fadiga foi observado apenas um pequeno aumento no número de ciclos até a fratura quando se comparam corridas com nióbio e corrida sem nióbio. Os resultados indicaram maior vida em fadiga para o aço com adição de 0,02% de nióbio do que o aço com 0,04% do mesmo elemento. A adição de nióbio no aço 5160 como elemento microligante não modificou significativamente as propriedades mecânicas, estrutura e vida em fadiga da barra utilizada para fabricação de feixes de mola. Isto ocorreu como resultado das condições de laminação, principalmente temperatura de reaquecimento de tarugos, que sendo baixa, da ordem de 1180°C, proporciona pequena solubilização do nióbio do carbonitreto.

ABSTRACT

This dissertation aimed to evaluate the effect of niobium addition on the mechanic properties and structure of quenched and tempered flat bars applied to springs. Three different heats of ABNT 5160 steel were sampled with the following level of niobium: 0,0% Nb, 0,02% Nb and 0,04% Nb. The samples were extracted from flat bars rolled at BELGO Grande Vitória Plant and after quenched and tempered at customer spring's manufacturer. The influences of different levels of niobium were evaluated in the rolled bars through measurement of the austenite grain size, characterization of structure, measurement of hardness and tensile strength. In the quenched and tempered bars, the structure was characterized and the hardness measured. In the springs, fatigue tests were made. The results showed that niobium doesn't have significative effect on mechanical proprieties and microstructure of steel after rolling or after thermal treatment, and the same happened to the results of fatigue tests. The results of fatigue test of heat with 0,02% of niobium were better than the ones of the heats without niobium and that heat with 0,04% of niobium. This absence or small influence of niobium on the mechanical proprieties, microstructure and fatigue life was attributed to the low austenitization temperature before rolling mill and before quench which cause merely a small solubilization of niobium.

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

Com os requisitos cada vez mais elevados de qualidade para os produtos industriais, torna-se necessário estudar as possibilidades de alterações de propriedades que levem à melhoria de desempenho dos produtos em serviço.

Os aços microligados, por suas melhores propriedades em relação aos aços-carbono, têm sido largamente utilizados pela construção civil e indústria mecânica. Na indústria de construção, são utilizados aços microligados ao nióbio na fabricação de componentes de automóveis, em tubulações de gás sob alta pressão e na construção de torres de transmissão de energia elétrica.

A indústria de autopeças utiliza barras chatas laminadas a quente de aço ABNT 5160, na produção de feixes de mola para suspensão de veículos leves utilitários, caminhões e ônibus. Este produto deve atender às especificações dos produtores de molas no que diz respeito à composição química, propriedades mecânicas, características microestruturais e resistência à fadiga.

Particularmente na indústria automobilística, têm sido desenvolvidos trabalhos visando, através da adição de elementos químicos microligantes em diversos aços, melhorar a resistência da barra, sem perder ductilidade e tenacidade, de forma que seja possível reduzir as dimensões da mola e aliviar o peso final do veículo. Estes trabalhos têm refletido na revisão da norma ABNT que especifica o aço 5160 e, principalmente, em alterações nas especificações de clientes, com a exigência de utilização de microligantes refinadores de grãos.

Alterações nas propriedades do produto e no desempenho em serviço, como resultado da inclusão do nióbio como elemento microligante na composição química, podem ser avaliadas através de ensaios largamente utilizados: ensaios de tração, fadiga, tenacidade, medição de dureza e caracterização microestrutural.

Visando atender às novas exigências dos clientes, conforme exposto acima, foram produzidas corridas do aço ABNT 5160 na BELGO Usina Grande Vitória em abril de 2004. Barras chatas foram laminadas e enviadas para testes em cliente. Apesar de poucos testes realizados, os clientes indicam que ao utilizarem este produto com adição de nióbio obtêm menor propensão à ocorrência de trinca na têmpera além de melhor desempenho quanto as propriedades de fadiga. Não há, entretanto, nenhuma

pesquisa específica e estruturada sobre o assunto e, portanto, é necessário se conhecer as modificações que o nióbio promove na microestrutura, nas propriedades e na resistência à fadiga da barra chata laminada à quente no aço ABNT 5160. Além disso, os trabalhos anteriores que buscaram avaliar a influência de microligantes, têm seguido uma linha de desenvolvimento mais direcionada para a utilização do alumínio e do vanádio isoladamente ou combinado com nióbio, o que reforça a necessidade de estudo da influência do nióbio no produto considerado.

CAPÍTULO 2 – OBJETIVOS

O principal objetivo deste trabalho foi analisar a influência que adições de nióbio como elemento microaligante provocam nas propriedades mecânicas e na estrutura da barra chata temperada e revenida aplicada em feixes de mola. A barra chata foi produzida na laminação leve da Belgo Usina Grande Vitória. Avaliou-se também a influência do nióbio na vida em fadiga da barra temperada e revenida.

CAPÍTULO 3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Aços para Molas

Os feixes de molas, para aplicação em veículos automotores, são produzidas a partir de barra chata laminada a quente e são, normalmente, submetidas a tratamento térmico antes da montagem final visando a melhoria das propriedades mecânicas. Estas barras para aplicação em feixe de molas são geralmente fabricadas com aços das séries ABNT: 1070, 1080, 1095, 5150, 5160, 51B60H, 6150H, 9850 e 9254. As durezas das molas temperadas se situam, após revenimento, normalmente, entre 40 e 48 HRC sendo os valores superiores da faixa para os aços ligados e os inferiores para aço-carbono.

3.2 – Elementos de Liga nos Aços

3.2.1 – Efeito dos Elementos de Liga nas Propriedades dos Aços

Nos aços, os elementos de liga podem formar solução sólida com o ferro - intersticial ou substitucional – carbonetos ou outros compostos com o carbono, como carbonitreto, inclusões não metálicas e compostos intermetálicos. A tabela III.1 – Bain & Paxton – mostra a distribuição geral dos elementos de liga nos aços.

A solução sólida intersticial é formada quando o elemento de liga adicionado tem pequeno raio em comparação com o raio do átomo do metal base e por isso seu posicionamento nos interstícios da rede é possível. Entre os elementos químicos que formam solução sólida intersticial com o ferro estão o carbono, nitrogênio, oxigênio, hidrogênio e boro. A solubilidade máxima desses elementos no ferro é limitada por seu tamanho e conseqüente distorção que provoca na rede cristalina.

A solução sólida substitucional é formada quando o elemento de liga tem raio atômico próximo ao do metal base e por isso pode substituí-lo na rede cristalina. Tratando-se de aços, entre os elementos que formam solução sólida substitucional com o ferro, têm-se o cromo, níquel e manganês, entre outros.

Tabela III.1 – Distribuição geral dos elementos de liga nos aços

Elementos	Em solução sólida na ferrita	Combinado em carbonetos	Em inclusões não metálicas	Em compostos intermetálicos
Níquel	Ni			Ni ₃ Si, Ni ₃ Al
Silício	Si			
Alumínio	Al		Al ₂ O ₃	Al _x O _y , AlN
Zircônio	Zr		ZrO ₂	Zr _x N _y
Manganês	Mn	Mn	MnS, MnO	
Cromo	Cr	Cr	Cr _x O _y	
Tungstênio	W	W		
Vanádio	V	V	V _x O _y	V _x N _y
Titânio	Ti	Ti	Ti _x O _y	Ti(C,N), Ti _x N _y
Novio	Nb	Nb		
Fósforo	P		(Mn,Fe)S	
Enxofre	S		ZrS	

A presença de elementos em solução sólida normalmente altera as propriedades dos aços. Comumente a dureza é aumentada, assim como a resistência mecânica. Em contrapartida, geralmente, perde-se em ductilidade e tenacidade.

Se a afinidade do elemento de liga adicionado pelo carbono for maior do que a do ferro, serão formados carbonetos. Havendo nitrogênio poderá ser formado o carbonitreto. Entre os formadores de carbonetos e carbonitretos no aço destacam-se cromo, molibdênio, vanádio, tungstênio, tântalo e nióbio.

Os carbonetos e carbonitretos podem estar presentes em finas partículas que precipitam no contorno de grão da austenita, impedindo seu crescimento e gerando uma estrutura mais fina, o que leva a um aumento da resistência mecânica e concomitantemente uma boa tenacidade. Um exemplo de elemento formador de carbonitreto que precipita no contorno de grão e aumenta a resistência do aço é o nióbio.

Os elementos de liga ou residuais podem ainda formar partículas de material não metálico no interior dos aços, que são denominadas inclusões. Estas inclusões podem ser óxidos complexos, silicatos e sulfetos que se formam na etapa de processamento do aço líquido. Dependendo do tamanho e grau de dispersão das inclusões, elas podem melhorar ou piorar as propriedades do aço. Finas inclusões dispersas podem impedir o crescimento de grão no reaquecimento do aço (por exemplo em tratamentos

térmicos), ou ainda, dificultam a movimentação de dislocações na deformação, o que aumenta sua resistência, enquanto inclusões grossas tendem a funcionar como pontos de fragilidade no aço tornando-o menos resistente. Na seção 3.3.8 é discutido o raio crítico para que as partículas atuem como bloqueadoras do crescimento de grão.

3.2.2 – Efeito dos Elementos de Liga Sobre os Campos da Ferrita e Austenita do Diagrama Ferro-carbono

Os elementos de liga podem alterar de duas formas o diagrama ferro-carbono:

- a) Expandindo o campo austenítico: são os denominados gamagêneos;
- b) Contraíndo o campo austenítico: são os denominados alfa-gêneos.

Os elementos gamagêneos expandem o campo austenítico abaixando as temperaturas críticas A_1 e A_3 do diagrama ferro-carbono. Nesse grupo estão, por exemplo, níquel, manganês, cobalto, carbono e nitrogênio.

Os elementos alfa-gêneos contraem o campo austenítico, aumentando a estabilidade da ferrita. Nesse grupo estão, por exemplo, silício, alumínio, fósforo e elementos formadores de carbonetos.

3.2.3 – Aços Microligados

Aços microligados⁽²⁾ são, na maioria dos casos, de baixo e médio carbono contendo pequenas quantidades adicionadas de elementos de liga, tais como nióbio, vanádio, titânio e alumínio. Estes elementos podem ser adicionados de forma isolada ou combinada. O desenvolvimento dos aços microligados é baseado, resumidamente, em:

- Refinamento de grão para aumento de resistência e tenacidade;
- Melhoria da tenacidade e soldabilidade de aços baixo carbono (normalmente para aços com $\%C < 0,15$);
- Endurecimento por precipitação, no resfriamento, após a laminação ou ainda, em tratamentos térmicos posteriores;
- Endurecimento sub-estrutural devido a transformações de baixa temperatura da austenita para bainita e/ou martensita; e

- Endurecimento por solução sólida, apesar de que os elementos causadores deste efeito (carbono, nitrogênio, fósforo e silício) são os mais nocivos para a tenacidade.

a) Em Aços Baixo Carbono:

O mecanismo básico para melhoria das propriedades através da adição de nióbio é o refinamento do grão ferrítico. Isto leva ao aumento simultâneo de resistência mecânica e tenacidade.

b) Em Aços Médio Carbono:

Neste grupo de aços, o tamanho da colônia de perlita e o refinamento das lamelas ditam a tenacidade. A formação da perlita, neste caso, é influenciada pelo tamanho de grão da austenita e pelo teor de carbono. Quanto menor o teor de carbono da austenita, mais delgada será a lamela de cementita, o que melhora a tenacidade. Por outro lado, a resistência nos aços perlíticos é governada pelo espaçamento interlamelar o qual, por sua vez, é controlado pela temperatura de transformação da perlita. Nestes aços microligados, há a adição de pequenas quantidades de elementos de liga formadores de carbonetos e carbonitretos como vanádio, titânio e nióbio. Esses aços, após resfriamento, podem atingir limite de resistência da ordem de 1000 MPa ou até superiores.

Gladman et al.⁽³⁾ desenvolveram uma equação, que é mostrada a seguir, que avalia a resistência do aço médio carbono em função da estrutura do material e da composição química.

$$\sigma_{LR} \text{ (MPa)} = 15,4 \{ f_{\alpha}^{1/3} [2,3 + 3,8 (\%Mn) + 1,13d^{-1/2}] + (1 - f_{\alpha}^{1/3}) [11,6 + 0,25S_p^{-1/2}] + 4,1(\%Si) + 27,6(\%N) \}$$

Onde (3.1)

σ_{LR} representa o limite de resistência do aço;

f_{α} significa a fração volumétrica de ferrita;

d é o diâmetro médio do grão em mm, e

S_p é o espaçamento interlamelar da perlita em mm.

3.3 – Nióbio e sua Aplicação nos Aços.

3.3.1 – Uso do Nióbio em Aços

O nióbio tem sido usado como microligante principalmente nos aços baixo carbono estruturais e para construção mecânica. A principal modificação proporcionada pelo nióbio nas propriedades finais do aço, e que tem sido usada como argumento para o desenvolvimento dos aços alta resistência baixa liga (ARBL), é o aumento da resistência do material sem a necessidade de aumento do teor de carbono, manganês ou outro elemento.

Trabalhos desenvolvidos no aço AFNOR 15CDV6 por Suresh et al⁽⁴⁾ demonstraram que a adição do nióbio como elemento microligante em aços baixo e médio carbono aumenta consideravelmente a ductilidade do aço – em casos particulares até 40% - proporcionando melhor resistência mecânica sem perda de ductilidade.

Nos aços alto carbono para construção de feixes de mola, como por exemplo, o aço ABNT 5160 que é base desta pesquisa, a aplicação do nióbio tem sido ainda pouco divulgada e surgem recentemente as primeiras especificações de produtos com exigência de adição desse elemento como microligante. A tabela III.2 apresenta um exemplo de especificação de cliente fabricante de feixe mola, e que utiliza aço ABNT 5160, onde se verifica a exigência da utilização do nióbio como elemento adicionado na composição química. Neste caso, o nióbio pode ser adicionado em combinação com o alumínio.

Tabela III.2 – Composição química do aço ABNT 5160 especificada por um fabricante de feixes de mola

%C	%Mn	%Si	%P máx	%S máx	%Cu máx	%Cr máx	%Ni máx	%Mo Max	%Sn máx	%Al+Nb
0,56 a 0,64	0,75 a 1,00	0,15 a 0,35	0,030	0,035	0,35	0,70 a 0,90	0,25	0,060	0,020	0,015 a 0,040

O nióbio forma precipitados de carbonitretos em aços baixo e médio carbono, os quais são, parcial ou totalmente, dissolvidos durante o processo de reaquecimento do tarugo antes do processo de conformação a quente – para o caso da produção de barra

chata para aplicação em feixes de mola, laminação a quente. O grau de solubilização depende da temperatura, tempo, taxa de aquecimento e do produto de solubilidade [Nb] [C,N]. A figura 3.1 mostra um processo teórico envolvendo a produção de aço até o tratamento térmico, onde o nióbio foi adicionado.

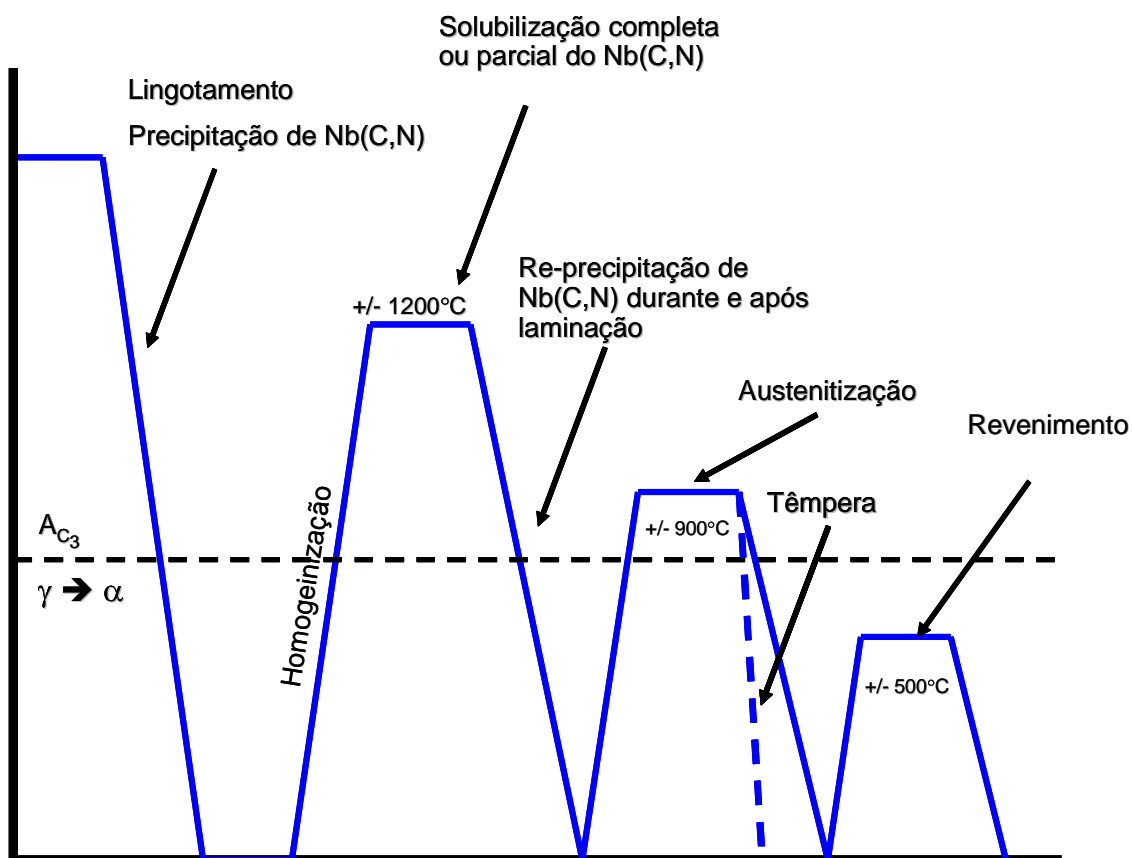


Figura 3.1 – Processamento teórico de um aço com adição de Nb como microligante⁽²⁾.

3.3.2 – Tendências na Formação de Compostos

Metais de transição formam uma série de soluções sólidas de óxidos, sulfetos, carbonetos e nitretos nos aços. O nióbio, que é um metal de transição, tem uma forte tendência para formação de carbonetos e carbonitretos, mas relativamente fraca tendência para formação de óxidos, sulfetos ou soluções sólidas desses compostos. Essas características são diferentes daquelas do titânio, que não age como formador de carbonetos até que todo oxigênio, nitrogênio e enxofre tenham sido consumidos por

uma adição inicial daquele elemento.

Em aços microligados ao Nb, contendo C e N em solução sólida, ocorre precipitação de carbonitreto.

A cristalografia do carboneto é muito similar à do nitreto de nióbio (NbN). Uma vez que NbC e NbN são compostos similares, é completamente razoável esperar que os dois tenham completa solubilidade mútua, isto é, formam carbonitreto do tipo NbC_xN_y . Isto de fato acontece.

3.3.3 – Composição do NbC_xN_y Formado nos Aços ao Nióbio

A composição dos precipitados de nióbio encontrados em aços comerciais tem sido amplamente estudada, sobretudo a partir de 1973. A estrutura do carbonitreto mais freqüentemente encontrada é a cúbica, para aços com $\%Nb < 0,040$. Além disso, tem sido verificado que a composição do carbonitreto depende da composição do aço, sobretudo da taxa N/C: quanto maior a relação, mais rico em N será o carbonitreto. Um exemplo típico dessa relação é mostrado na figura 3.2.

Outras variáveis influentes na composição do carbonitreto são as condições térmicas sob as quais é formado e a presença de outros elementos químicos, como, por exemplo, titânio e alumínio, que têm forte tendência para formação de nitretos e, portanto, diminuem o teor de N disponível levando a um precipitado com menor teor deste elemento.

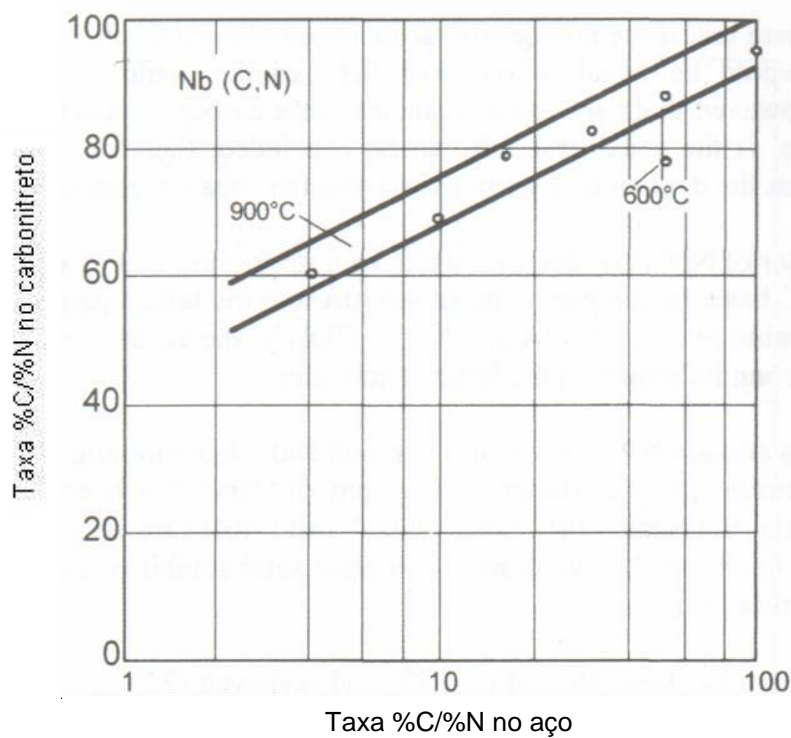


Figura 3.2 – Influência da taxa C/N do aço na taxa C/N no carbonitreto precipitado⁽⁵⁾.

3.3.4 – Precipitação de NbCN: Morfologia e Distribuição Típica

A precipitação de NbCN na austenita e ferrita é heterogênea, isto é, ocorre sempre em associação com defeitos cristalinos, tais como contornos de grão, contornos de subgrãos, ou dislocações. A precipitação ocorre deste modo devido à grande desorientação entre a rede de NbCN e a matriz de austenita ou ferrita.

Santella⁽⁴⁾ demonstrou que a precipitação de NbCN na austenita recristalizada ocorre quase que exclusivamente no contorno de grão. A figura 3.3 apresenta um exemplo de precipitação no contorno de grão ou subgrão original da austenita.

Quando o NbCN precipita na ferrita, a natureza da distribuição do precipitado é relacionada com a natureza da transformação austenita-ferrita. Se a ferrita que se forma tem uma morfologia poligonal, a precipitação de NbCN terá uma distribuição na interface. Durante a precipitação interfásica, o NbCN forma-se ao longo do contorno

de fase que avança. Quando a interface move-se para uma nova posição, o precipitado é deixado para trás na forma de lâmina. A microestrutura final consiste de várias lâminas de precipitados, onde cada lâmina de precipitados representa o local de interface durante o progresso da transformação.

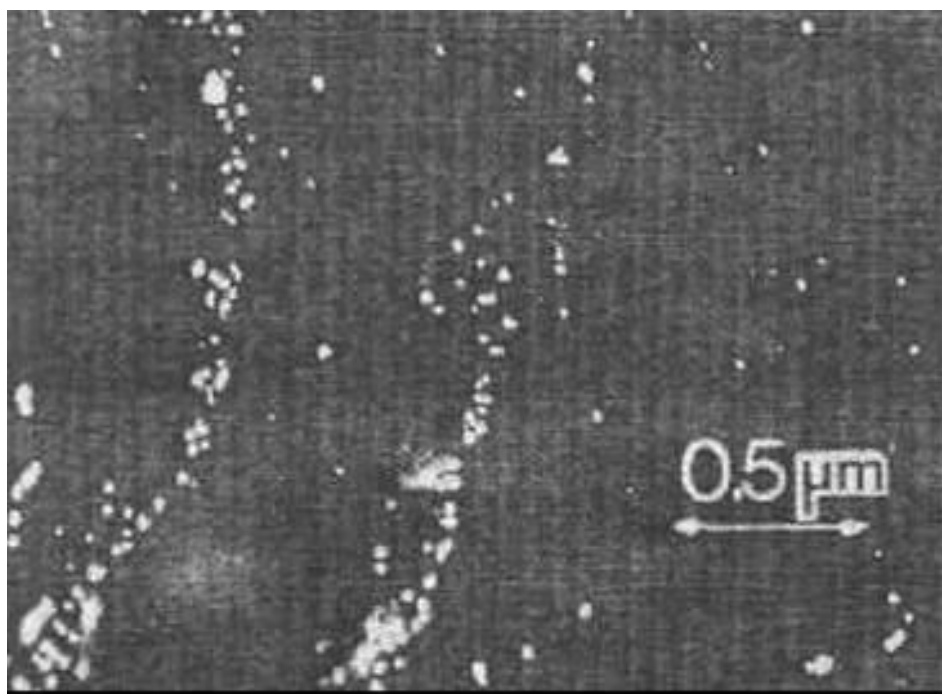


Figura 3.3 – Lâminas de precipitado de Nb(C,N) na austenita⁽⁵⁾.

3.3.5 – Comportamento do Nióbio na Austenita

Quando um aço baixa liga com Nb está no campo da austenita, o Nb estará ou em solução sólida na matriz ou como precipitado NbCN. No equilíbrio, o particionamento do Nb entre a matriz e o precipitado será controlado pela relação de solubilidade. Uma vez que um dos primeiros requisitos de sucesso para o condicionamento da austenita é a presença de grande quantidade de defeitos cristalinos que podem agir como locais para nucleação da ferrita no resfriamento, isto é, um alto S_v , o movimento dos contornos de subgrão e grão associado com recristalização estática e crescimento de grão após deformação a quente deve ser retardado.

Os diferentes efeitos da precipitação do NbCN durante a laminação a quente têm

estimulado um grande número de estudos concernentes à cinética da precipitação na austenita, como a influência da composição, deformação, taxa de deformação, temperatura e todos os tratamentos térmicos. Estudos da precipitação na austenita recristalizada têm mostrado que a velocidade é muito baixa, principalmente para temperaturas abaixo de 900°C, onde são necessários vários milhares de segundos para formar 50% de precipitação potencial.

A taxa de precipitação é fortemente sensível ao nível de deformação antes do envelhecimento. A precipitação de NbCN induzida por deformação na austenita aparenta seguir uma curva cinética do tipo C, cujo “cotovelo” ou “nariz” – região de precipitação mais intensa - encontra-se entre 900 e 950°C, como mostra a figura 3.4.

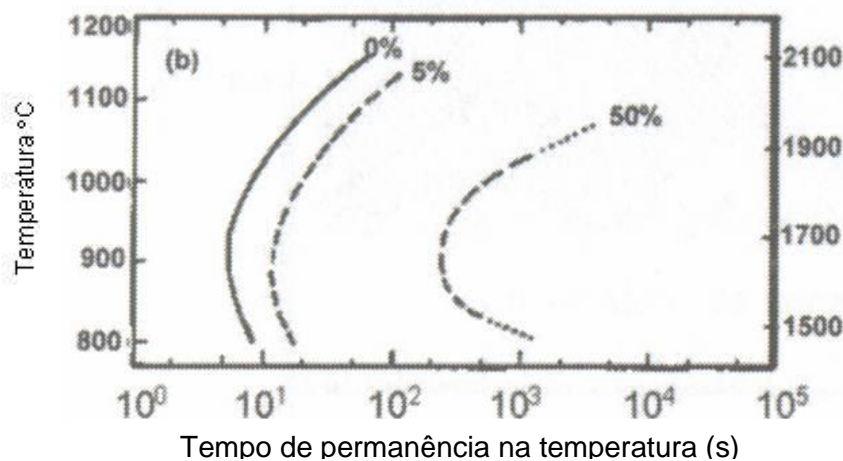


Figura 3.4 – Cinética de precipitação de Nb(C,N) para aços com 0%, 5% e 50% recristalização⁽⁴⁾.

A composição química do aço tem uma forte influência na cinética de precipitação. Por exemplo, a presença de Mo aparenta mover a curva para menores temperaturas e tempos mais curtos, por outro lado um aumento no teor de Mn move a curva C para longos tempos. Estes efeitos são provavelmente causados pela influência destes elementos na atividade dos solutos Nb e C.

No trabalho desenvolvido por Davenport, mostrou-se que a diminuição na cinética de precipitação em altas temperaturas (acima de 1000°C) ocorre devido a duas causas básicas: a primeira é a redução na supersaturação de soluto com o aumento da

temperatura; isto levaria a uma diminuição na taxa de precipitação; a segunda é a mudança na estrutura de deformação da austenita próximo de 1100°C. A austenita laminada abaixo desta temperatura leva a uma microestrutura alongada e deformada que contém numerosos locais para precipitação induzida por deformação. A austenita laminada acima desta temperatura facilmente alcança o estado estaticamente recristalizado. Esta estrutura contém poucos locais para precipitação induzida por deformação. Assim, uma baixa cinética de precipitação pode ser esperada.

3.3.6 – Função do Nióbio no Processamento Termomecânico

O teor do elemento microligante a ser adicionado no aço para condicionamento da austenita depende da capacidade deste elemento para gerar força de ancoramento suficientemente forte para retardar a movimentação das deslocações, isto é, a recuperação e a recristalização. Experiências de simulação de laminação, mostraram que cerca de 25% da redução inicial de dureza quando o aço é mantido em uma certa temperatura ocorre devido à recuperação e os 75% restantes devido à recristalização.

Isto ocorre, tendo como pressuposto, que o nióbio foi completamente solubilizado na austenitização.

3.3.7 – Crescimento de Grão

a) Força Motriz para o Crescimento

Os grãos finos resultam da alta taxa de nucleação e baixa taxa de crescimento durante a recristalização e na inibição subsequente do crescimento de grão. O crescimento de grão ocorre em metais e ligas policristalinas devido à necessidade de se atingir a condição de equilíbrio. Esta condição requer que o contorno de grão reduza a curvatura e encontre um certo ângulo. As forças de desequilíbrio no contorno de grão causam então o movimento em direção ao seu respectivo centro de curvatura. O movimento do contorno de grão leva então ao desaparecimento dos grãos menores e o crescimento dos grãos maiores, isto para uma dada temperatura.

b) Inibição do Crescimento de Grão Utilizando Partículas.

Como a tendência de crescimento de grão está presente nos aços, é importante entender que esta pode ser diminuída ou eliminada pela presença de forças apropriadas que inibam o movimento do contorno. Dois dos mais importantes mecanismos são o aprisionamento dos contornos de grão e as partículas que impedem a passagem do contorno de grão. Quando um contorno de grão intercepta uma partícula, uma parte do contorno é eliminado. Empurrar o contorno de grão para além da partícula requer a recriação da área de contorno de grão, e, desta forma, a aplicação de força. Esta é a força de crescimento de grão. O balanço de energia, considerando o desaparecimento dos grãos pequenos, o crescimento dos grãos maiores, e a passagem do contorno através das partículas é dada na equação de Gladman⁽⁵⁾:

$$r_c = 6 R_0 f [\pi(3/2 - 2/Z)]^{-1} \quad (3.3)$$

onde r_c é o raio crítico da partícula necessário para eliminar o crescimento, R_0 é o raio do tamanho de grão médio, f é a fração de volume das partículas e Z é a taxa dos crescimentos dos raios R/R_0 grãos. Desta forma, para algum tamanho de grão médio, existe uma combinação de tamanho de partícula e fração volumétrica de partículas que pode suprimir o crescimento.

As partículas mais adequadas para a inibição do crescimento de grão são aquelas que têm um pequeno tamanho com alta fração volumétrica. Isto requer que as partículas tenham uma pequena solubilidade na austenita e desta forma cresçam lentamente. A fração em volume será governada pela composição, um apropriado produto de solubilidade e temperatura, enquanto que o tamanho da partícula será governado pela taxa de crescimento das mesmas.

3.4 – Dissolução de um Precipitado

A cinética de dissolução de um precipitado difere da cinética de crescimento basicamente porque naquele caso não é preciso haver nucleação para que o processo se desenvolva. No caso do carbonitreto de nióbio é importante conhecer o processo de dissolução, pois se busca, na austenitização anterior à laminação a quente, a sua maior solubilização possível. Limitando a análise da dissolução unidimensional, é possível mostrar que a espessura de um precipitado varia, em função do tempo, segundo a equação 3.5 abaixo⁽⁶⁾:

$$x(t) = x_0 - K(Dt)^{-1/2} \quad (3.5)$$

onde x é a espessura do precipitado no tempo t , x_0 é a espessura inicial do precipitado, K é uma constante e D o coeficiente de difusão.

3.5 – Fadiga: Aspectos Importantes

As falhas mecânicas de peças em trabalho quase sempre ocorrem por fadiga. Isto é particularmente importante para feixes de mola, cuja principal função é absorver, sob esforços repetitivos, as vibrações da estrutura do veículo em serviço. A seguir, são revisados alguns aspectos importantes a respeito da fadiga em aços.

3.5.1 – Desenvolvimento da Fratura

A falha por fadiga se inicia em geral a partir de uma pequena trinca na superfície da peça e que vai se desenvolvendo à medida que as tensões cíclicas vão sendo aplicadas sobre o componente. As tensões de tração, transversais ao eixo longitudinal da trinca, provocam, quando suficientemente altas, o aumento da trinca. As trincas na fadiga normalmente aparecem com menos de 10% do número total de ciclos necessários para causar a fratura da peça.

No primeiro estágio ocorre a nucleação da trinca. No segundo estágio, o crescimento da trinca é lento e como ocorrem sucessivos contatos entre as duas faces da trinca, a peça apresenta uma região com aspecto liso. Com o crescimento da trinca sob fadiga, há uma conseqüente redução de área que, ao atingir um valor mínimo definido, não

suporta mais os esforços de tração e rompe-se quase que instantaneamente (progressão muito rápida da trinca). Esta região da progressão rápida da trinca, que é uma terceira etapa, é de aspecto grosseiro e irregular. A figura 3.5 apresenta uma foto característica da seção da fratura causada por fadiga e suas diferentes regiões.

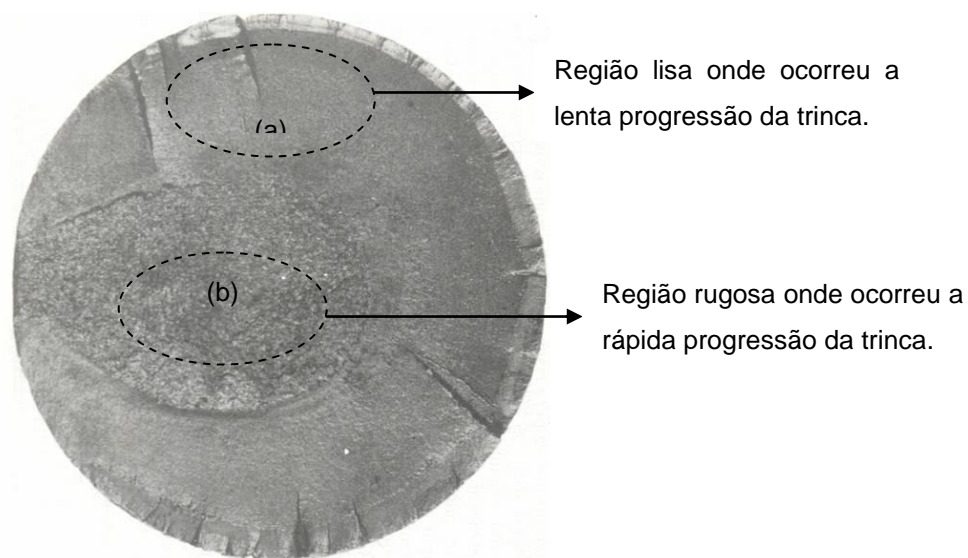


Figura 3.5 – Superfície de ruptura por fadiga de um eixo⁽⁷⁾. Escala 1:1

3.5.2 – Fatores que Influenciam a Vida da Peça sob Fadiga

Basicamente são quatro os fatores que influenciam a vida de uma peça de aço sob fadiga: Condições de aplicação das tensões, qualidade superficial da peça, microestrutura e inclusões não metálicas. A seguir serão revisados, sucintamente, como cada fator atua sobre a vida de uma peça sob fadiga.

a) Condição de Aplicação das Tensões:

O limite de fadiga é definido como aquele abaixo do qual o material poderá ser submetido indefinidamente a um processo de fadiga sem se romper. Quando se aplicam tensões máximas acima do limite de resistência à fadiga, ocorre a fratura do material. A relação entre tensão máxima aplicada e o número de ciclos N suportado, segue o formato mostrado na curva empírica S-N – S símbolo de stress (tensão) – mostrada na figura 3.6. Como pode ser verificado na curva S-N (Fig. 3.6) quanto maior

a tensão máxima aplicada na fadiga, menor a vida da peça.

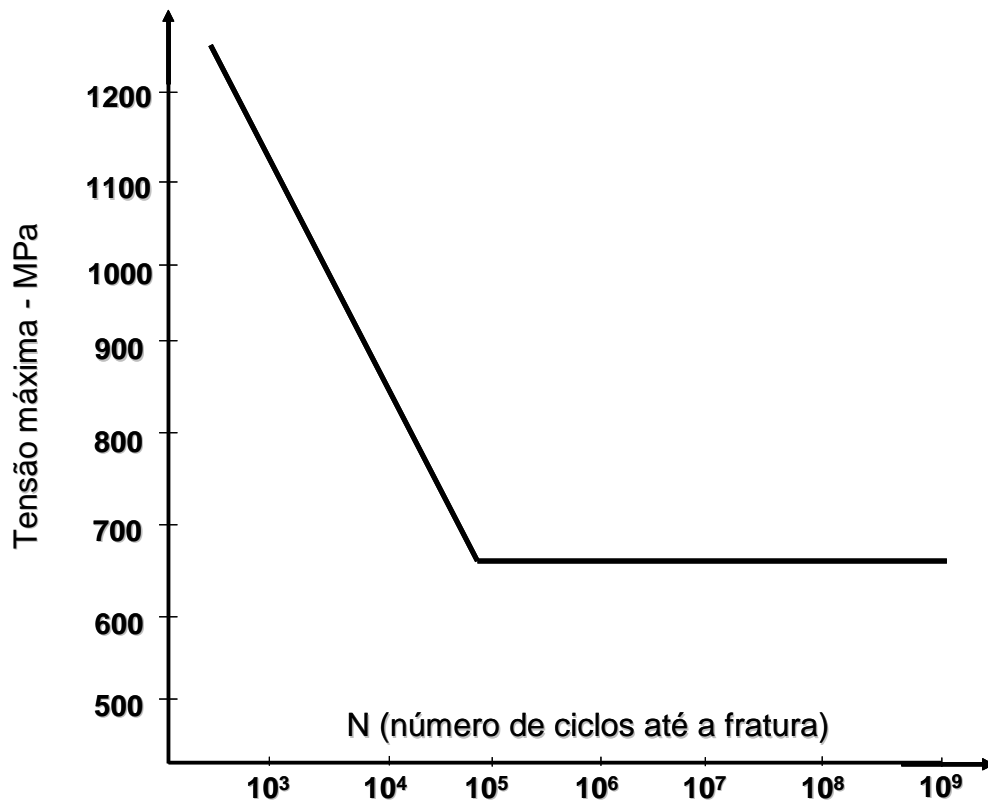


Figura 3.6 – Curva típica de fadiga para metais ferrosos⁽⁸⁾.

b) Qualidade Superficial:

Em praticamente 100% dos casos de ruptura por fadiga, a trinca inicia-se na superfície e cresce em direção ao centro da peça. Isto porque os tipos de carregamentos mais comuns (torção ou flexão) são máximos na superfície. Desta forma é importante garantir uma excelente qualidade de superfície, sem defeitos que possam funcionar como ponto concentrador de tensão tais como trincas e marcas de manuseio, de forma se minimizar ou eliminar o efeito de redução que a má qualidade superficial provoca no número de ciclos que suporta uma peça de aço sob fadiga.

c) Microestrutura do Aço:

A estrutura martensítica revenida apresenta-se como uma das melhores opções para resistir a trabalho sob fadiga. Entretanto, a presença de outros constituintes, tais como perlita e ferrita, agem no sentido de diminuir as propriedades à fadiga do aço. Deve-se objetivar, portanto, garantir um processo de têmpera que maximize a fração de martensita no aço.

d) Inclusão não Metálica:

As inclusões não metálicas funcionam como ponto de nucleação de trinca ou ainda favorecem o crescimento de uma trinca já formada até uma outra inclusão próxima. Desta forma, a presença de inclusões diminuem a resistência à fadiga dos metais.

3.5.3 – Fadiga de baixo ciclo

Para elementos que são submetidos a poucos ciclos de tensão (menos de 10^4 ciclos) ao longo de sua vida útil, normalmente é mais econômico se projetar em função da vida útil prevista e não do limite de resistência. Isto contribui também para projetos de peças mais leves. Uma forma de aumentar a vida útil de peças é através de tratamentos mecânicos de superfície, como por exemplo o jateamento com granalha. Esta prática é bastante difundida na indústria produtora de feixe de mola. O jateamento da superfície da mola que trabalhará sob tração adiciona tensões residuais de compressão na superfície. Isto diminuirá a tensão máxima de tração sob a qual estará sujeita a mola aumentando sua vida útil.

3.6 – Aço ABNT 5160

O aço ABNT 5160, pesquisado neste trabalho, é utilizado em construção mecânica, notadamente em produção de molas para suspensão automotiva. A figura 3.7 mostra um feixe de molas construído com o aço ABNT 5160, utilizado em suspensão de caminhões, veículos utilitários e ônibus.



Figura 3.7 – Feixe de mola clássica.

A composição química do aço ABNT 5160, especificada pela norma brasileira ABNT NBR EB 2165 é apresentada na tabela III.3.

Tabela III.3 – Composição química da norma ABNT NBR EB 2165 para o aço 5160.

%C	%Mn	%Si	%P máx	%S máx	%Cu máx	%Cr máx	%Ni máx	%Mo máx
0,56 a 0,64	0,75 a 1,00	0,15 a 0,30	0,035	0,035	0,35	0,20	0,25	0,060

Produtores de molas no Brasil têm especificado este aço com adição de 0,015% a 0,040% de nióbio + alumínio (pode-se adicionar um elemento ou outro ou combinação dos dois com somatório na faixa especificada) com o objetivo de evitar o crescimento de grão no tratamento térmico de têmpera e então obter tamanho de grão mais fino com conseqüente aumento de resistência da barra. Não são conhecidas as mudanças que o refinamento de grão causa na vida útil em fadiga das barras aplicadas em feixes de mola.

3.7 – Tratamentos térmicos do aço para aplicação em molas

A barra chata destinada à fabricação de feixes de mola é fornecida aos clientes no estado final de laminação, isto é, com estrutura e propriedades resultantes do reaquecimento de tarugos, laminação a quente e resfriamento ao ar em leito. Na fábrica produtora de mola, após adequações cortes da barra para diversos comprimentos menores, o aço é temperado e revenido. Em seguida são descritos estes tratamentos térmicos e suas características gerais.

3.7.1 – Têmpera – aspectos gerais

a) Importância da alta temperabilidade

Para o caso de aços onde a aplicação final exige o tratamento térmico de têmpera, é sempre desejável a maior temperabilidade possível. Normalmente obtêm-se a melhor relação resistência e ductilidade quando a têmpera é capaz de transformar toda a austenita em martensita. Isto é obtido, normalmente, através da adição de elementos de liga, tais como o cromo, e da adoção de um meio de têmpera efetivo o suficiente para temperar o aço.

Considerando isto é importante entender que há uma relação custo benefício que deve ser otimizada, pois a obtenção de aços de alta temperabilidade é de alto custo, devido ao preço dos elementos de liga e a perda de peças por trinca de têmpera e empenamentos. Neste caso, busca-se sempre um meio de têmpera suficiente para não gerar trincas (usa-se óleo freqüentemente) e compensa-se com adição de um certo nível de elementos de liga.

A velocidade mínima de resfriamento para formação da estrutura martensítica é denominada velocidade crítica e pode ser conhecida através do diagrama TRC do aço tratado. A figura 3.8 mostra um diagrama de resfriamento contínuo para o aço ABNT 5160.

b) Fatores que influenciam a temperabilidade

Dois fatores influenciam diretamente a temperabilidade de um aço: tamanho de grão austenítico e composição química do aço.

Tamanho de grão austenítico:

Quanto menor o tamanho de grão, menor a temperabilidade, porque há uma maior área de contorno de grão, que é o local preferencial para a nucleação da ferrita e perlita. A figura 3.9 mostra a diminuição da temperabilidade com o refinamento do grão austenítico, através do diâmetro crítico Ideal.

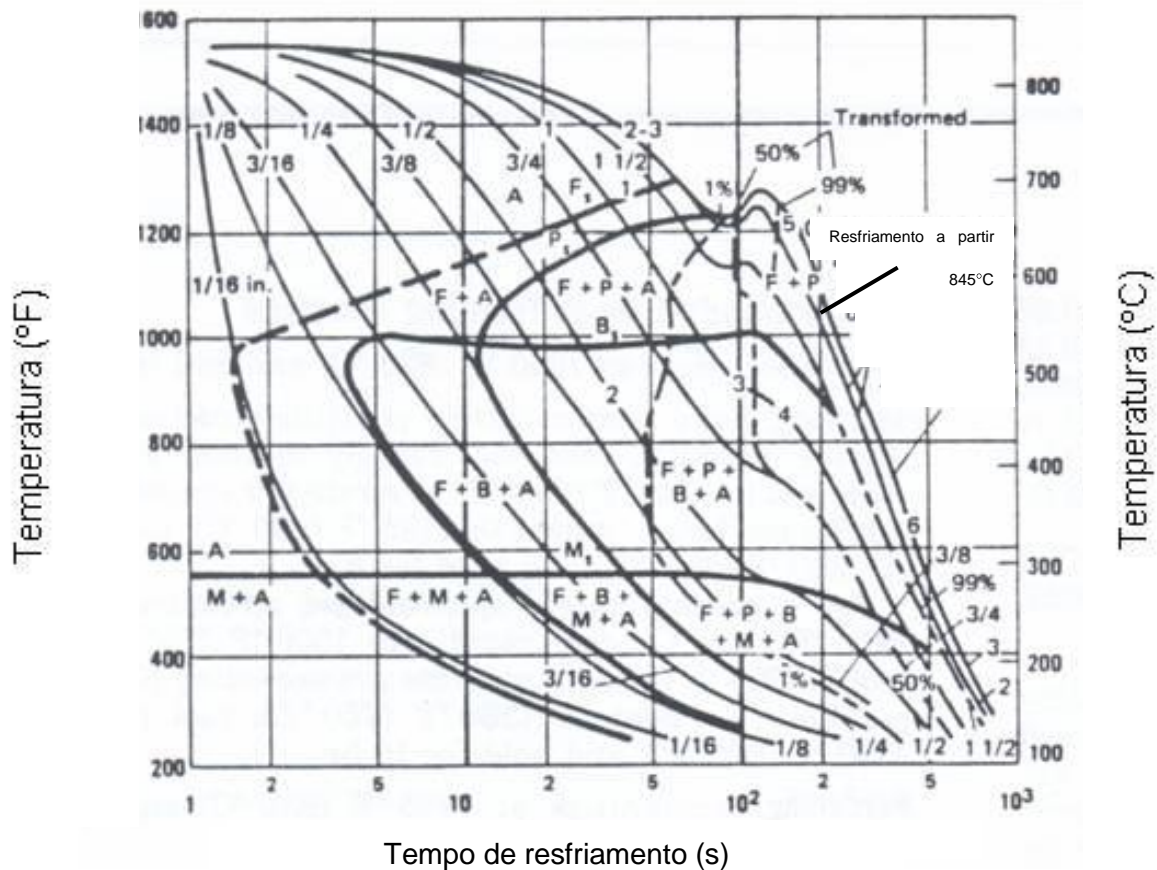


Figura 3.8 – Curva de resfriamento contínuo para o aço SAE 5160 (fonte: Aços Bethlehem).

Teor de carbono: O aumento do teor de carbono dificulta a formação de constituintes proeutetóides, de forma que há um aumento da temperabilidade do aço. A figura 3.9 mostra o aumento do diâmetro crítico ideal com o aumento do teor de carbono do aço.

c) Temperaturas M_i e M_f

Já que é importante maximizar a temperabilidade de um aço que deve ser temperado, devem-se conhecer as temperaturas de início (M_i) e de fim (M_f) da transformação martensítica para cada aço. A temperatura M_i reflete a intensidade da força termodinâmica necessária para iniciar a transformação austenita \rightarrow martensita. A figura 3.10 mostra que M_i decresce significativamente com o aumento do carbono no aço, e isto porque o carbono aumenta a resistência da austenita ao cisalhamento.

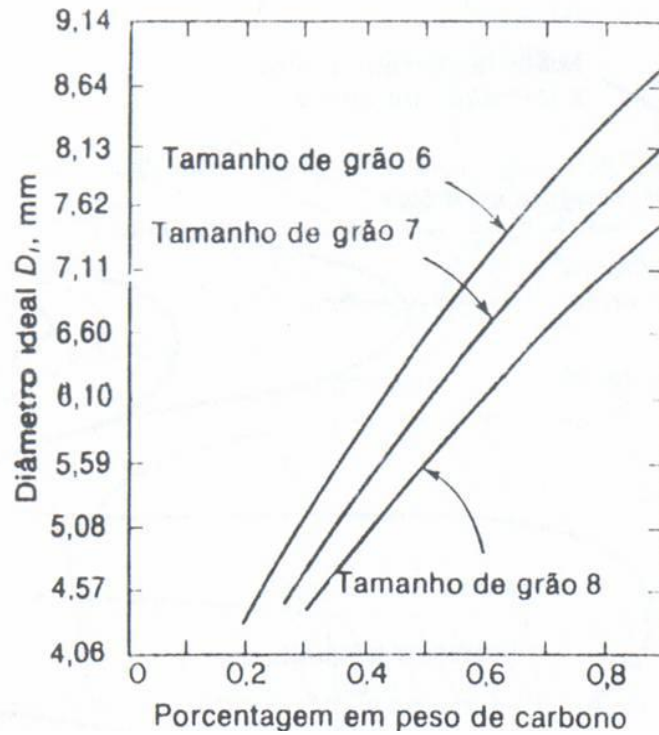


Figura 3.9 – Diâmetro crítico ideal em função do teor de carbono e do tamanho de grão austenítico para ligas ferro-carbono⁽⁶⁾.

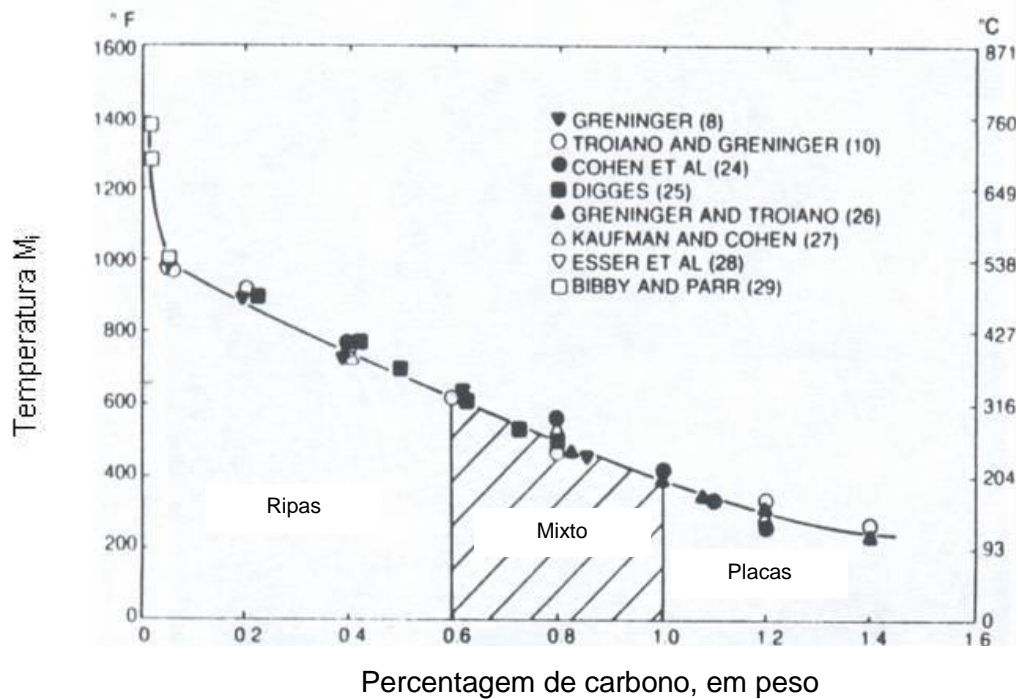


Figura 3.10 – Temperatura M_i como função da porcentagem em peso de carbono no aço. A faixa de composição das placas e ripas de martensita também são mostradas⁽³⁾.

Elementos de liga do aço também influenciam a temperatura M_i diminuindo-a, com exceção do cobalto. Vários pesquisadores desenvolveram, ao longo dos anos, equações que possibilitassem o conhecimento de M_i em função da composição química do aço. A equação 3.6⁽³⁾ foi proposta por Andrews e aplica-se para teor de carbono até 0,60%.

$$M_i = 539 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot Mn - 12,1 \cdot Cr - 17,7 \cdot Ni - 7,5 \cdot Mo \quad (3.6)$$

Onde

M_i é a temperatura de início de formação da martensita, em °C;

C, Mn, Cr, Ni e Mo são dados em percentuais em peso no aço.

Através da equação 3.6 de Andrews, obtém-se que a temperatura para o aço ABNT 5160 é em torno de 251°C.

d) Austenita retida

Há grande dificuldade em se determinar a temperatura de fim de transformação martensítica (M_f), visto que mesmo no zero absoluto há presença de resíduos de austenita retida. A temperatura M_f para aços com %C igual a 0,60, que é o caso do aço ABNT 5160, é em torno de 20°C. Entretanto medições feitas via difração de raios-X mostraram que restam cerca de 3% de austenita retida nesta temperatura, na têmpera, e mesmo à -196°C ainda resta quase 1%. Estas observações não são possíveis em microscopia óptica⁽³⁾.

A figura 3.11 mostra a fração de austenita retida, em volume, à medida que se eleva o teor de carbono do aço.

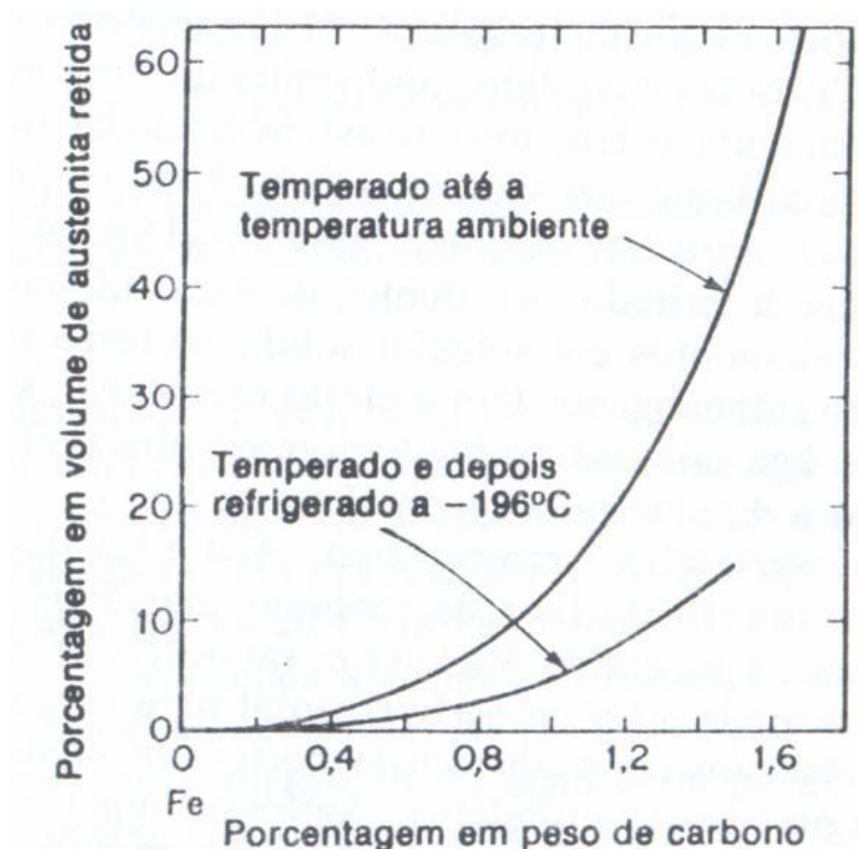


Figura 3.11 – Austenita retida no aço em função do teor de carbono⁽⁶⁾.

Koistinen e Marburger⁽³⁾ propuseram uma equação para cálculo da extensão da transformação martensítica durante e têmpera, com aplicação para aços com teor de carbono entre 0,37% e 1,10%. A equação é a seguinte:

$$f = 1 - \exp[-(1,10 \times 10^{-2} \Delta T)] \quad (3.7)$$

onde

f é a fração de martensita no aço após a têmpera e

ΔT é o superresfriamento abaixo da temperatura M_i .

3.7.2 – Revenimento: aspectos gerais

a) Objetivo e estágios do revenimento

As estruturas martensíticas apresentam elevada dureza, porém extrema fragilidade e propensão à formação de trincas de têmpera. Para tornar os aços temperados mais propícios a aplicações práticas, aplica-se sobre os mesmos o revenimento, que propicia, através de processos de difusão, maior estabilidade dimensional e menor fragilidade. Como a martensita e austenita retida presentes no aço temperados são metaestáveis, ocorrem transformações durante o revenimento em etapas, que serão sucintamente descritas a seguir.

1º estágio: Ocorre aproximadamente entre 100 e 250°C, e nesta etapa a martensita de alto carbono se transforma em carbonetos de pequeno tamanho (menor que 2×10^{-6} m), cuja composição parece ser próxima de $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ e que tem estrutura cristalina hexagonal compacta. Como resultado tem-se então martensita de baixo carbono (cerca de 0,20% de C) mais carboneto, denominado carboneto ϵ .

2º estágio: Neste estágio, que ocorre entre 200 e 300°C, a austenita retida transforma-se em uma mistura de ferrita e carboneto ϵ . Nos dois primeiros estágios tem-se então, como produto, o carboneto, sendo que para o primeiro estágio a matriz é martensita de baixo carbono e no segundo a matriz é ferrita.

3º estágio: Nesta etapa, que ocorre entre 250 e 350°C, ocorre a transformação da martensita de baixo carbono e dos carbonetos ϵ em cementita e ferrita. Os átomos de carbono que vão formar este carboneto são oriundos de suas posições junto às deslocamentos, do carboneto ϵ e da dissolução da martensita de baixo carbono.

b) Influência do revenimento na dureza do aço

As transformações estruturais que ocorrem durante o revenimento causam uma redução da dureza do aço, pois a martensita revenida tem menor dureza que a martensita original. Esta queda de dureza é função do tempo de revenimento e da temperatura na qual este tratamento é realizado. Algumas experiências realizadas têm comprovado que quanto maior o tempo e mais alta a temperatura, até próximo de 723°C, maior a redução de dureza observada. A relação entre temperatura e tempo de revenimento, para uma dada redução de dureza objetivada, pode ser expressa por

uma exponencial simples (equação 3.8)⁽⁶⁾.

$$(t)^{-1} = A \cdot e^{-Q/RT} \quad (3.8)$$

onde t é o tempo para se atingir determinada dureza, Q a energia de ativação empírica do processo, A é uma constante, R constante universal dos gases e T a temperatura (em k).

A figura 3.12 mostra a queda de dureza esperada para aços médio e alto carbono após o revenimento da estrutura martensítica. Nestes experimentos o aço foi resfriado a -196°C de forma que não restasse praticamente nenhuma austenita retida e a redução de dureza observada fosse realmente devido ao revenimento da martensita.

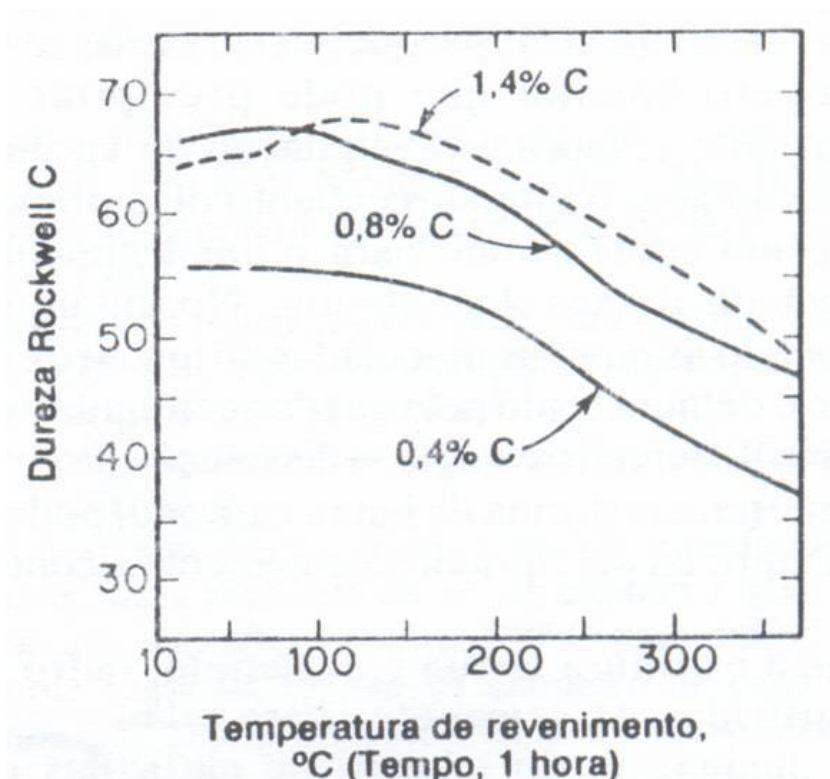


Figura 3.12 – Efeito da temperatura de revenimento na dureza de três aços com diferentes teores de carbono⁽⁶⁾.

3.8 – Fluxo de produção da aciaria e laminação da BELGO Usina Grande Vitória

Na figura 3.13 é apresentado o fluxo de produção da BELGO Usina Grande Vitória.

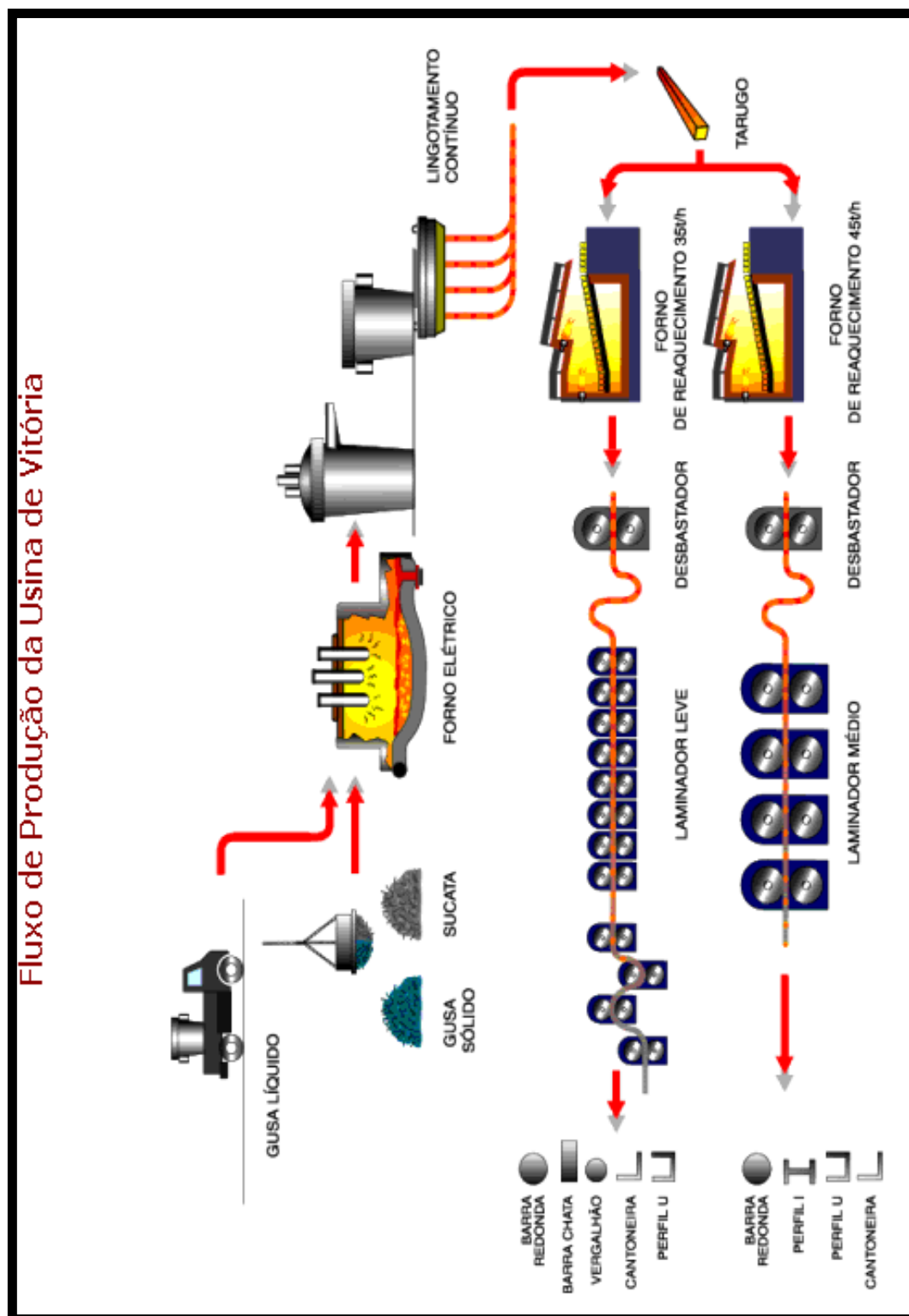


Figura 3.13 – Representação esquemática do fluxo de produção da aciaria e laminação da Belgo – Usina Grande Vitória (fonte: Manual da Qualidade da UGV).

3.8.1 – Aciaria da UGV

A aciaria da BELGO UGV, que produz o aço ABNT 5160 para laminação da barra chata para aplicação em feixes de mola, possui um forno elétrico EBT a arco e um lingotamento contínuo de quatro veios. Os tarugos são feitos em seções quadradas que variam de 100 x 100 a 160 x 160 mm e comprimentos de 3 a 15 metros.

Os insumos básicos são:

- 1 **Sucata**, selecionada e separada nos diversos tipos (estamparia, especial, retorno de laminação);
- 2 **Ferro Gusa**, que é adicionado ao processo na condição sólida (pães de gusa) ou líquida.;
- 3 **Ferro-liga**. As principais ligas utilizadas são FeSiMn, FeSi, FeCr, CaSi.

3.8.2 – Laminação

a) Forno de reaquecimento

A função do forno de reaquecimento é elevar a temperatura dos tarugos até que o material esteja suficientemente plástico para permitir a redução mecânica e obtenção de perfil desejado para o produto.

Na laminação de barras na UGV, os tarugos são estocados em pátio aberto e em seguida são enfiados por um equipamento para o forno de reaquecimento.

Algumas condições devem ser controladas para garantir o bom desempenho da laminação e a boa qualidade do produto desejado, sobretudo da barra chata ABNT 5160 destinada à produção de feixes de mola. Controla-se automaticamente por PLC's (controll logic programmable) a temperatura nas várias regiões do forno e sua atmosfera.

Os objetivos do controle de temperatura e atmosfera são:

- Garantir a homogeneidade na distribuição de temperatura ao longo do tarugo de forma a evitar variações de bitola e geração de defeitos durante a laminação;

- Garantir que o tarugo atinja uma temperatura dentro de uma faixa estabelecida como sendo a melhor para o desempenho do laminador;
- Evitar descarbonetação excessiva, que poderá vir a ser um item de desclassificação da barra para aplicação em feixes de mola;
- Evitar superaquecimento isolado, que poderá gerar pontos de microfusão com conseqüente geração de defeitos de superfícies e que gerarão barras rejeitadas.

A faixa de temperatura utilizada para o aço ABNT 5160 para cada região do forno de reauecimento é mostrada na tabela III.4.

TABELA III.4 – Temperaturas usuais no forno de reauecimento

Zona 1 de aquecimento (°C)	Zona 2 de Aquecimento (°C)	Zona de encharque (°C)
700	850	1180

b) Laminador de barras da UGV

A laminação a quente da BELGO UGV possui duas linhas de produção para diversos produtos – perfis, cantoneiras, vergalhão, barras redondas e chatas – em bitolas que variam na sua dimensão nominal de 12 a 150 mm.

O laminador de barras é semicontínuo com cadeira desbastadora do tipo trio e dois conjuntos de cadeiras de laminação do tipo duo localizadas em fluxo contínuo de produção.

Após o reauecimento de tarugos, a barra é enviada ao laminador de barras descrito acima, e resfria-se para temperatura próxima a ambiente em leito de resfriamento.

A temperatura de início de laminação do tarugo situa-se em torno de 1150°C e após o último passe a barra tem cerca de 850°C de temperatura. O leito de resfriamento, do tipo viga caminhante, leva a barra até um caminho de rolos, que a conduz a uma

máquina de corte do tipo navalha para obtenção do comprimento final desejado para o produto. Em seguida, as barras são empacotadas, cintadas, pesadas e identificadas, estando assim prontas para irem ao estoque ou embarcarem para o cliente.

c) Produto barra chata para aplicação em feixes de mola

Barra chata são produtos laminados a quente com seção retangular. As barras chatas produzidas na UGV têm comprimentos normalmente utilizados pelo mercado - 6 e 12m – e espessura e largura que variam de 3 a 130mm.

As barras passam por inspeções visuais de qualidade ao longo da laminação e acabamento de forma a garantir que defeitos de superfície permitidos, caso existam, estejam dentro de limites estabelecidos e que não afetem negativamente sua aplicação. As barras ABNT 5160 para aplicação em feixes de mola devem ser isentas de defeitos tipo trinca, dobra de laminação, palhas e sobreposto e podem conter riscos leves causados por fricção durante ou após a laminação.

3.9 – Fluxo de produção de feixe de mola

O fluxo adotado em geral para produção de feixes de mola utilizando como matéria-prima barras chatas laminadas a quente do aço ABNT 5160 é mostrado na figura 3.14.

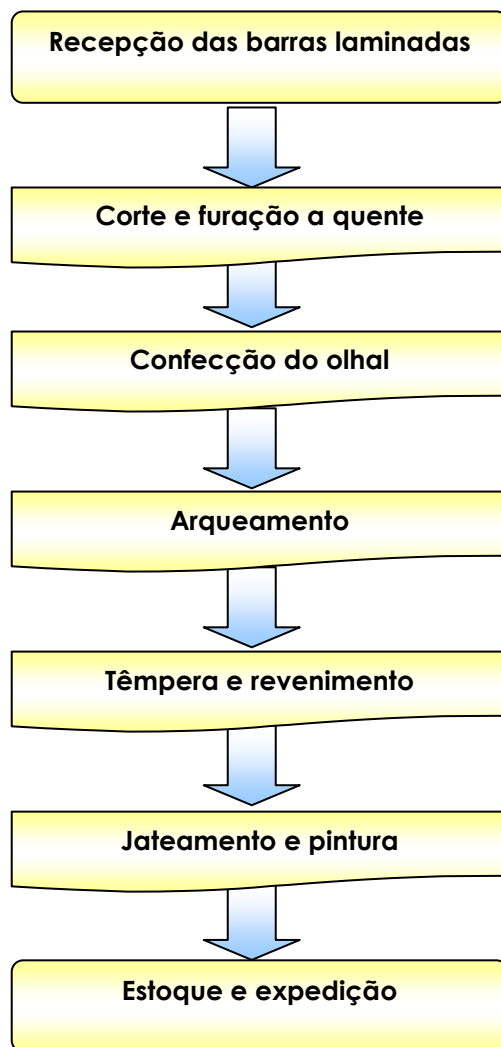


Figura 3.14 – Esquema do fluxo de produção de feixes de molas.

3.9.1 – Processo de têmpera para produção de feixes de mola

Os produtores de mola realizam a têmpera das barras, normalmente, com as seguintes variáveis estabelecidas:

- a) Temperatura de aquecimento: 860 a 880°C;
- b) Tempo de aquecimento: 90 segundos por milímetro de espessura da barra. Por exemplo, para barra de dimensões 80 x 16mm, o tempo de forno é de 1440 segundos;
- c) Resfriamento brusco em tanque com óleo;
- d) Temperatura do óleo: 60 a 80°C

e) Temperatura de revenimento: 430 a 450°C;

f) Tempo de revenimento: 5400 s.

Após o processamento térmico descrito acima, as durezas obtidas na barra são:

a) Após têmpera: mínimo de 56 HRC;

b) Após revenimento: entre 44 a 48 HRC.

A tabela III.5 apresenta variações em propriedades da barra que são alteradas no tratamento térmico de têmpera e revenimento, quando comparadas com o estado bruto de laminação:

Tabela III.5 – Variações de propriedades esperadas para o aço antes e após tratamento térmico.

Propriedade	Valor na barra laminada	Valor na barra revenida
Composição química	Não há alterações significativas	
Dureza	30 a 34 HRC (280 a 320 HB)	44 a 48 HRC (409 a 455 HB)
Descarbonetação parcial	0,10 a 0,20 mm	0,30 mm
Tamanho de grão austenítico	8 – 6 (ASTM E112)	8 – 5 (ASTM E112)

CAPÍTULO 4 – METODOLOGIA

Neste capítulo são apresentados os procedimentos adotados na realização do trabalho.

4.1 – Materiais

Para realização deste estudo, foram utilizados aços produzidos de três corridas diferentes em escala normal de produção da Belgo – Usina Grande Vitória, cujas composições químicas estão registradas na tabela IV.1. A numeração das corridas é a utilizada na seqüência e época de produção. A corrida de numeração seqüencial 38869 foi produzida sem a adição de nióbio (teor de Nb considerado igual a 0,00%). A corrida 38863, por sua vez, recebeu adição de Nb e apresentou teor final deste elemento igual a 0,020%, e a corrida 38864, na qual também se efetuou adição deste elemento de liga, o teor final obtido foi de 0,04% de nióbio.

A análise química das corridas utilizadas no trabalho foi feita utilizando-se um espectrômetro de emissão ótica do laboratório da aciaria da Belgo.

Tabela IV.1 – Composições químicas obtidas dos aços utilizados no estudo (% em peso).

# da Corrida	Teor de Nb	C	Mn	Si	P	S	Nb	Cu	Cr	Ni	Sn	Mo
38869	0,00%	0,59	0,89	0,22	0,028	0,034	--	0,13	0,76	0,06	0,017	0,015
38863	0,02%	0,59	0,88	0,23	0,032	0,026	0,02	0,19	0,82	0,05	0,019	0,017
38864	0,04%	0,57	0,83	0,23	0,035	0,027	0,04	0,17	0,81	0,06	0,019	0,016

A escolha destas composições visa identificar a influência do elemento químico nióbio nas propriedades mecânicas, principalmente dureza e resistência à fadiga, além de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento, da barra chata laminada a quente temperada e revenida para aplicação em feixe de mola.

A proposta inicial consistia em comparar corridas em que todos os elementos, exceto o Nb, estivessem presentes em percentuais iguais nas três corridas. Entretanto, como as corridas utilizadas foram parte do processo de produção em escala normal, sofreram as variações pertinentes ao processo e geraram os resultados mostrados na tabela IV.1. Considerou-se, para a continuidade da pesquisa, que os outros elementos que, assim como as outras condições de produção são semelhantes, com diferenças

que não invalidam a análise comparativa das corridas. Desta forma, pode-se avaliar a influência desses percentuais do elemento microligante.

Para a análise das características do produto no estado laminado foram retiradas amostras da barra chata após resfriamento no leito da laminação na usina. Essas amostras foram analisadas no laboratório metalográfico da Belgo e no laboratório de Metalografia e Microscopia Eletrônica da Escola de Engenharia da UFMG.

Para a análise das características do produto temperado e revenido, foram produzidos feixes de mola em tamanho real e testados em escala de produção em um cliente parceiro da Belgo. Destas peças foram também retiradas amostras para análise metalográfica.

4.2 – Rota de fabricação

4.2.1 – Produção da barra laminada a quente

Para fabricação das corridas consideradas no estudo foram utilizadas três rotas de fabricação na aciaria: produção de tarugo sem adição de nióbio, produção de tarugo com adição de nióbio objetivada de 0,020% e produção de tarugo com adição de nióbio objetivada de 0,040% em peso.

Na laminação foi utilizada uma mesma rota de fabricação conforme a seqüência descrita no item 3.8.2 deste trabalho. As corridas foram enfiadas e laminadas subseqüentemente para minimizar as diferenças de condições operacionais.

Os tarugos utilizados na produção das corridas relacionadas possuíam dimensões nominais na seção transversal quadrada de 130x130mm e a bitola final das barras laminadas a quente tinham seção retangular nominal de 80x16mm. Esta bitola foi selecionada entre outras, por se tratar de dimensão de alto uso na indústria o que facilitaria tanto a produção na usina quanto o teste no cliente, já que os mesmos foram feitos em escala de produção.

A figura 4.1 ilustra a curva de aquecimento e resfriamento aproximado durante a laminação das corridas em estudo.

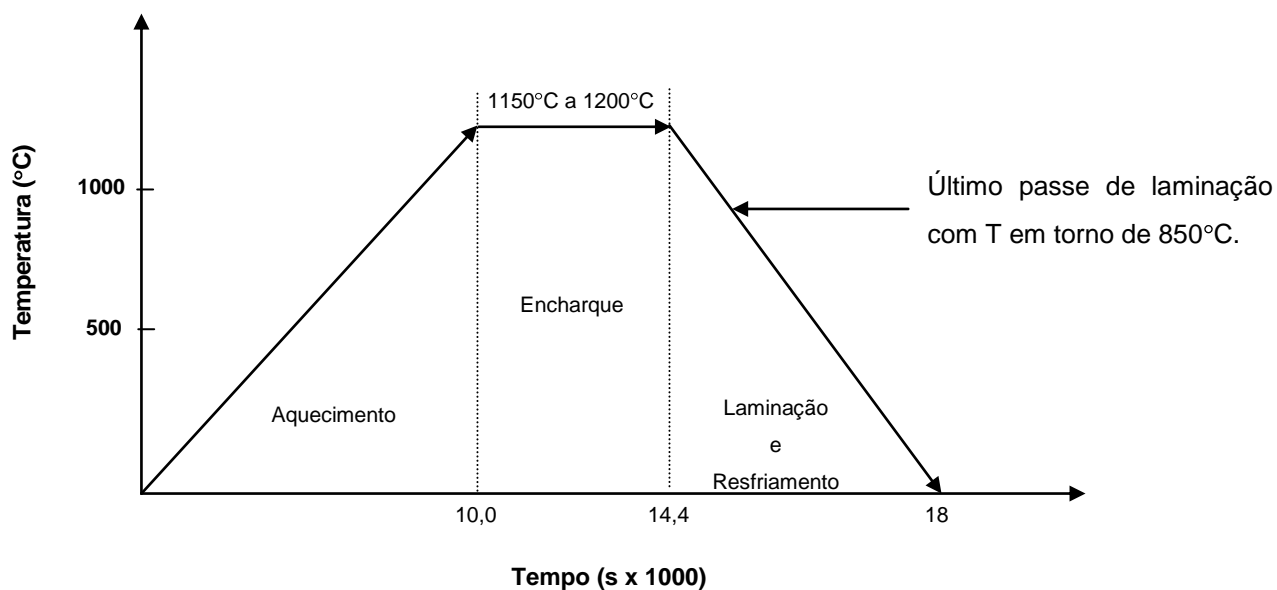


Figura 4.1 – Esquema do ciclo térmico utilizado na laminação de tarugos na Belco UGV (fonte: Manual de operação da laminação leve).

4.2.2 – Produção do feixe de mola e tratamento térmico

Foram produzidos feixes de mola e realizados tratamentos térmicos de têmpera e revenimento conforme descrito no item 3.9.1 deste trabalho.

4.3 – Análise do produto

Foram analisadas amostras do produto no estado laminado e após tratamento térmico de têmpera e revenimento para caracterização microestrutural e avaliação das propriedades mecânicas.

4.3.1 – Produto laminado a quente

a) Caracterização microestrutural

Foram retiradas amostras, no material no estado de laminado a quente, para medição do tamanho de grão austenítico, o que foi feito conforme norma ASTM E-112, sendo adotado o método de têmpera para revelação dos contornos e foi realizada a medição da área de cada grão. Neste método, utilizado para teores de carbono acima de 0,35%, elevou-se a temperatura da amostra até 870°C, realizou-se o encharque por 7200 segundos e em seguida resfriou-se bruscamente em água. Em seguida a superfície da amostra foi lixada e polida, lavada com álcool e secada com soprador térmico. Para o ataque ácido, realizado por imersão a frio durante 30 minutos para revelar os contornos de grãos, foi utilizado o reagente teepol. A microestrutura foi analisada tanto no sentido longitudinal como na seção transversal da barra. Mediu-se também a dureza, em escala Brinell, utilizando um durômetro do laboratório de ensaios mecânicos da Belgo UGV, além de se avaliar o nível de inclusões, conforme norma ASTM E-45, e a profundidade de descarbonetação parcial.

b) Avaliação mecânica no ensaio de tração

Amostras do material laminado a quente foram retiradas para confecção dos corpos de prova com o intuito de avaliar as propriedades mecânicas de tração. O objetivo foi avaliar possíveis diferenças nos resultados de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento do material no estado laminado, devido aos diferentes percentuais de adição de nióbio no aço.

As amostras para o ensaio de tração foram preparadas segundo a norma ASTM A-370 e foram retiradas de uma região da barra entre a borda e o centro, conforme mostrado na figura 4.2. As dimensões do corpo de prova, que tinha seção transversal circular, estão mostradas na figura 4.3.

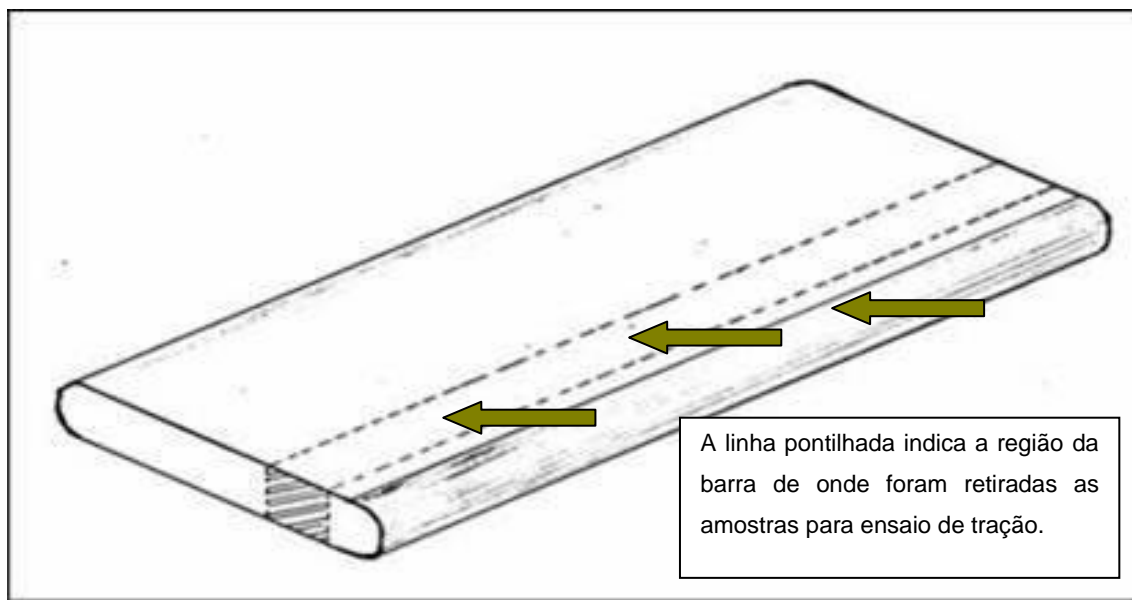


Figura 4.2 – Indicação esquemática da região da barra chata laminada de onde foram retirados corpos de prova para ensaio de tração.

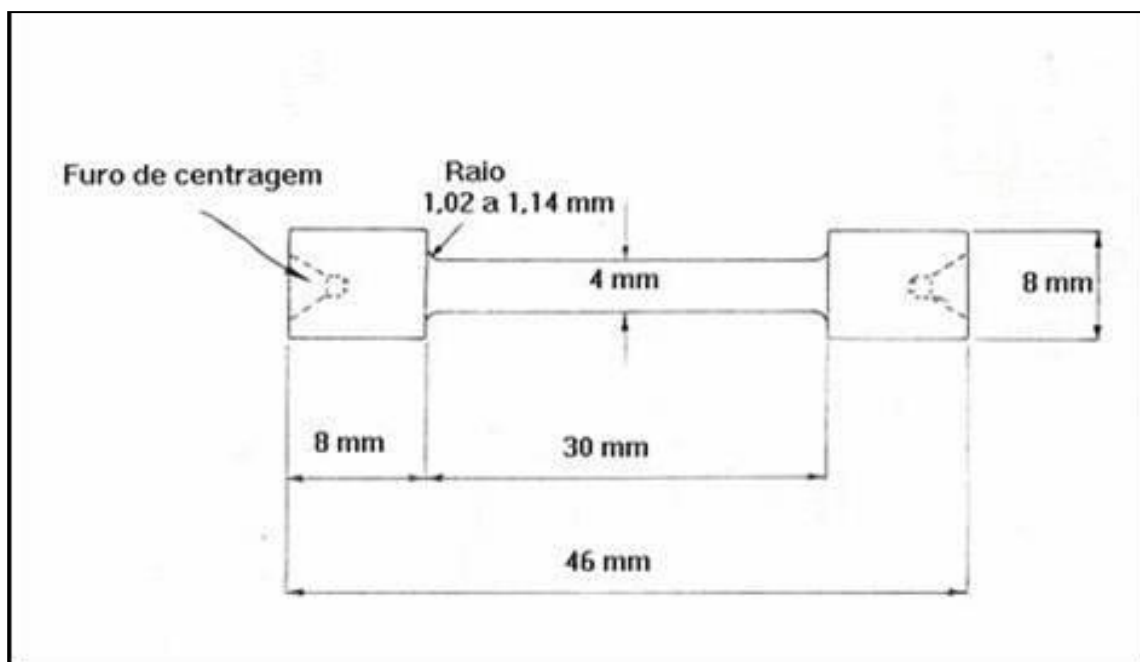


Figura 4.3 – Forma e dimensões dos corpos de prova confeccionados para ensaio de tração (Fonte de dados: Norma ASTM A370).

4.3.2 – Produto temperado e revenido

a) Medição de dureza e avaliação da microestrutura

Foram retiradas amostras após tratamento térmico de têmpera e revenimento para avaliação da estrutura e medição de dureza. A estrutura foi avaliada em duas regiões distintas das amostras, com o objetivo de se verificar possíveis diferenças da estrutura final de têmpera: próximo à borda e na região central. Assim como realizado para a barra laminada, utilizou-se um durômetro de bancada para se medir a dureza de amostras temperadas e revenidas ao longo de toda a seção transversal, como indicado na figura 4.4.



Figura 4.4 – Indicação da região onde foram realizadas medições de dureza.

4.3.3 – Teste de fadiga

Foram preparadas, no processo de produção do cliente Cindumel Indústria de Molas, lâminas de feixes de mola segundo o fluxograma de produção descrito no item 3.9 e com parâmetros de processo de tratamento térmico conforme descritos no item 3.9.1. As lâminas foram produzidas a partir das corridas de aços com 0%, 0,02% e 0,04% de Nb com o objetivo de se avaliar a resistência à fadiga dos aços em estudo.

O teste de fadiga foi conduzido conforme norma ASTM. A figura 4.5 mostra um conjunto de lâmina sendo submetida ao teste de fadiga.



Figura 4.5 – Feixe de molas montado em máquina para ensaio de fadiga (Fonte: Cindumel – Indústria de Molas – SP).

Os valores de tensão máxima e mínima utilizadas no ensaio, bem como a frequência e os outros parâmetros de ensaio, foram os seguintes:

$$\sigma_{\text{mínima}} = 412 \text{ MPa};$$

$$\sigma_{\text{máxima}} = 1196 \text{ MPa};$$

$$\sigma_R = \sigma_{\text{máxima}} - \sigma_{\text{mínima}} = 784 \text{ MPa};$$

$$\sigma_a = \sigma_R/2 = 392 \text{ MPa};$$

$$\sigma_m = (\sigma_{\text{máxima}} + \sigma_{\text{mínima}})/2 = 804 \text{ MPa};$$

$$R = \sigma_{\text{máxima}} / \sigma_{\text{mínima}} = 2,9$$

$$A = \sigma_a / \sigma_m = 0,49$$

A frequência aplicada foi de 36 ciclos por minuto (0,6 Hz).

A figura 4.6 mostra os três tipos básicos de ciclos regulares de tensão aplicados em teste de fadiga. Para o feixe de mola é aplicado o ciclo regular do tipo (b): tensão repetida (campo de tração).

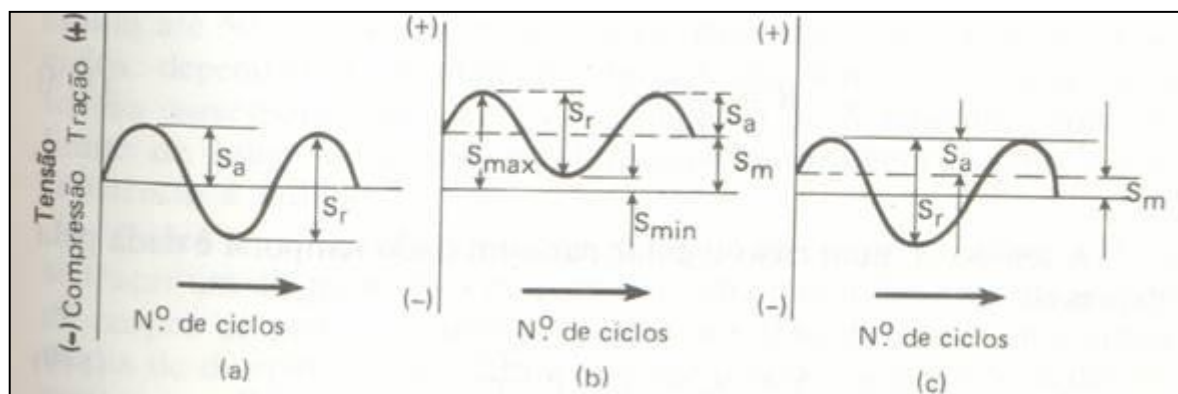


Figura 4.6 – Tipos de ciclos regulares de tensão para teste de fadiga: (a) tensão reversa; (b) tensão repetida – campo de tração; (c) tensão repetida – campo de tração

CAPÍTULO 5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos foram divididos em três tópicos: propriedades mecânicas, caracterização microestrutural da barra laminada e temperada e revenida e, finalmente, propriedades na fadiga da barra temperada e revenida.

5.1 – Propriedades mecânicas

5.1.1 – Dureza

a) Produto como laminado a quente

Os resultados de dureza média obtidos nas amostras das corridas dos aços com 0%, 0,02% e 0,04% de Nb, bem como o desvio padrão de cada aço, podem ser observados na figura 5.1. Este resultado busca relacionar a composição química – diferente para cada corrida através da adição diferenciada de nióbio – com os resultados de dureza do produto no estado laminado.

Dureza Média e Desvio Padrão dos aços 5160 avaliados (0%, 0,02% e 0,04% de Nb)

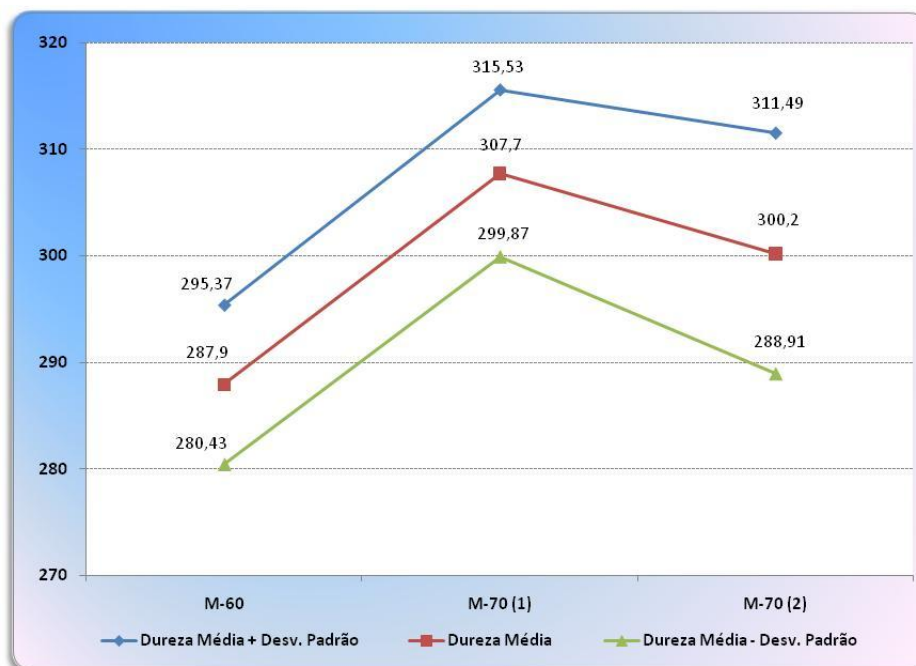


Figura 5.1 – Resultados de dureza média de cada corrida após laminação com seus respectivos desvios padrões.

É esperado que a adição do nióbio aumente o limite de escoamento, resistência e dureza do aço. Como será discutido adiante, a redução no tamanho do grão austenítico médio dos aços leva a uma perlita mais fina. Desta forma, esperava-se que a corrida 38864 – com adição de 0,04% de Nb – apresentasse maior dureza do que a corrida 38863 – com adição de 0,020% de Nb – e esta por sua vez maior que a corrida 38869 – sem adição de Nb.

A figura 5.1 mostra um pequeno aumento da dureza média para os aços com adição de nióbio (M70-1: %Nb=0,02 e M70-2: %Nb=0,04). Entretanto, ao contrário do esperado, o aço com 0,04% de nióbio não apresentou maior nível de dureza do que o aço com 0,02% de nióbio. Desta forma, pode-se afirmar apenas que há uma pequena diferença entre o aço com e sem adição do elemento microligante.

A pequena diferença observada entre os aços sem e com adição de nióbio ocorreu provavelmente devido à baixa temperatura de austenitização para o tarugo, na zona de encharque do forno de reaquecimento. Isto está de acordo com o fato de que a temperatura de encharque é de cerca de 1180°C, o que, avaliado a partir do cálculo teórico da temperatura para solubilização do nióbio em aços com a composição estudada, mostra ser baixa para provocar a solubilização do nióbio (Fig. 5.2). A corrida 38869, na qual não foi adicionado nióbio, apresentou resultados compatíveis com dados históricos obtidos no laminador utilizado.

A explicação para elevação de dureza, devido à adição de nióbio como microligante formador de carbonitretos, pode ser justificada por um dos seguintes fatores, ou, o que é mais provável, a combinação deles: endurecimento por precipitação de NbCN na ferrita pró-eutetóide formada no resfriamento, diminuição do tamanho das colônias de perlita formadas a partir da austenita e refinamento das lamelas de perlita. Estas possibilidades serão discutidas a seguir:

Endurecimento por precipitação de NbCN na ferrita

Esta possibilidade para a elevação da dureza não será avaliada neste trabalho uma vez que o NbCN precipitado não pode ser visualizado em microscopia óptica devido ao seu pequeno tamanho. Quando se deseja observar estes precipitados utiliza-se a microscopia eletrônica de transmissão. Entretanto Mei⁽⁸⁾, observou, ao pesquisar o

efeito da adição de nióbio na pureza e formação da perlita de um aço similar ao ABNT 5160, a precipitação de finas partículas dispersas de NbC na ferrita pró-eutetóide quando o aço foi resfriado a uma taxa de 10°C/min após austenitização a 1250°C. Os aços em estudo foram austenitizados a uma temperatura próxima a 1200°C e a taxa de resfriamento, após o último passe de laminação quando a barra está em temperatura de aproximadamente 850°C, em torno de 15°C/min. Desta forma, acredita-se que há a possibilidade de endurecimento por precipitação da ferrita pró-eutetóide, porém em pequena extensão.

Redução do tamanho médio das colônias de perlita

Outra causa provável para a elevação da dureza média é a redução do tamanho da colônia de perlita. Isto pode ser visualizado nas figuras 5.3a-f que apresenta uma comparação entre as fotos das micrografias do tamanho de grão austenítico dos aços estudados.

A obtenção de menores colônia de perlita se dá da seguinte forma: No processo de austenitização no forno de reaquecimento antes da laminação da barra ocorre a solubilização parcial do nióbio que re-precipita na forma de carbonitreto no contorno de grão e subgrão da austenita durante o processo de deformação a quente. O precipitado formado impede a recristalização e crescimento de grãos da austenita o que leva então a uma redução do tamanho das colônias de perlita formadas.

O desenvolvimento e estudo de aços alta resistência baixa liga, principalmente em aços baixo carbono para aplicações estruturais tais como perfis e vergalhão para construção civil, tem demonstrado que o nióbio atua como efetivo bloqueador para a recristalização da austenita deformada na laminação. Este efeito também ocorre para aços alto carbono.

Duas variáveis devem ser analisadas quando se compara os fenômenos descritos em aços baixo e alto carbono: o teor de carbono e a prática de laminação controlada.

%Carbono: Através de equações de solubilidade do carbonitreto de nióbio na austenita pode-se verificar que o aumento do teor de carbono do aço eleva a temperatura para solubilização, como mostra a equação 5.1⁽⁵⁾:

$$\text{Log [Nb] [C + 12/14N]} = 2,26 - 6770/T \quad (5.1)$$

Onde;

[Nb], [C] e [N] são, respectivamente, os teores (% em peso) de Nb, C e N no aço;

T é a temperatura de encharque em graus Kelvin.

Utilizando a equação 5.1, verifica-se o aumento da temperatura para solubilização do nióbio na austenita quando se eleva o teor de carbono. O resultado está mostrado na figura 5.2 para os aços com 0,020% e 0,040% de nióbio, respectivamente.

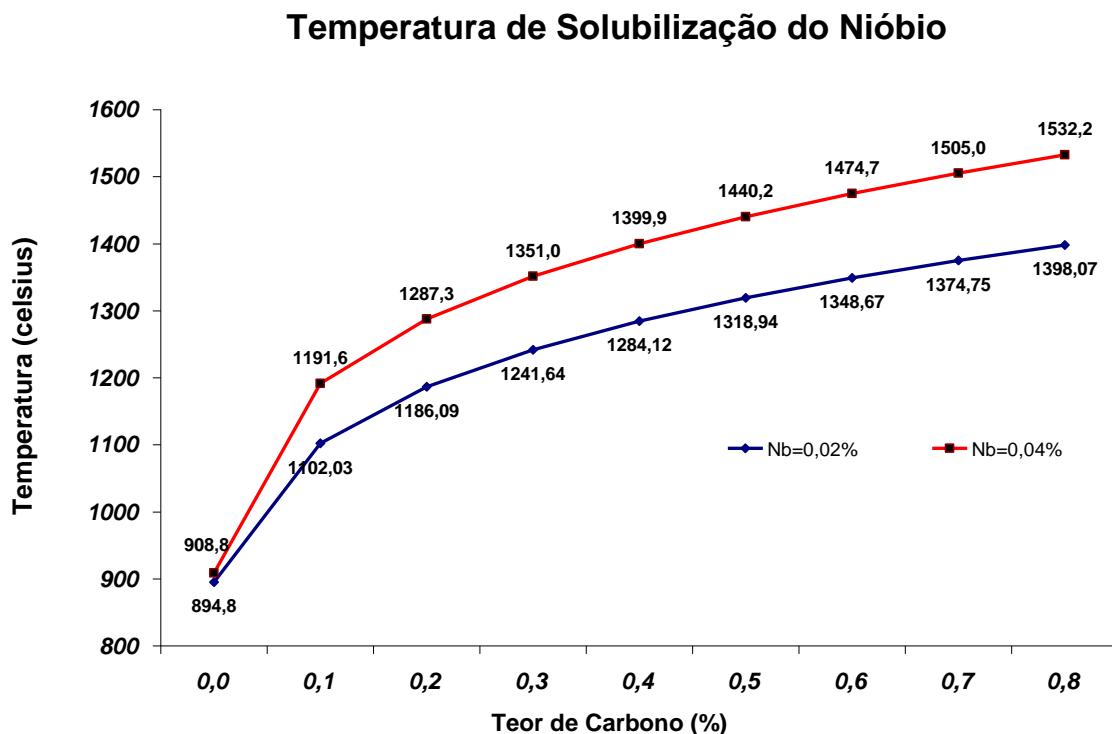


Figura 5.2 – Temperatura para solubilização do Nb do Nb(C,N) em função do teor de carbono no aço.

Portanto, quando se aumenta o teor de C deve-se aumentar a temperatura de encharque do tarugo no forno para que ocorra a solubilização do Nb em extensão

capaz de agir como refinador de grão. Como no laminador onde foram realizados os testes não é possível utilizar temperaturas tão elevadas porque ocorre dificuldades de agarre do tarugo na entrada do primeiro passe da cadeira desbastadora, isto não ocorreu, e a temperatura de austenitização de 1180°C utilizada para reaquecimento de tarugos baixo carbono foi a mesma utilizada para o aço alto carbono em estudo, o que levou a uma dissolução parcial do nióbio na austenita e conseqüentemente à menor efetividade do microaligante adicionado para impedir a recristalização da austenita⁽⁹⁾. Em trabalhos de pesquisa anteriores⁽⁸⁾ usando aço similar foi necessária a temperatura de 1300°C para solubilizar o nióbio. Através da equação 5.1 é possível verificar que apenas cerca de 0,006% do nióbio foi solubilizado na temperatura utilizada na austenitização. A conseqüência disto é a pequena diferença de dureza observada como já discutido no item 5.1.1 – a.

Outro ponto a ser considerado na atuação do nióbio na elevação da dureza é que a precipitação durante a conformação é mais efetiva quando se pratica a laminação controlada ou quando o tempo interpasses é suficientemente longo. Daí a ampla utilização do nióbio como elemento microaligante e refinador de grão na produção de perfis que possuem, normalmente, maior tempo interpasses. Na laminação de barras o tempo interpasses é normalmente menor o que dificulta a re-precipitação do carbonitreto nos contornos de grãos para elevar efetivamente a dureza.

Refinamento da perlita

O refinamento da perlita formada após adição de nióbio, verificada através do espaçamento interlamelar, não foi medido neste trabalho, entretanto é possível observar nas figuras 5.4a-c que os aços com adição de 0,02% e 0,04% de Nb, quando examinados via microscópio eletrônico de varredura, apresentam áreas de colônias sem resolução devido ao refinamento.

O refinamento da perlita afeta as propriedades mecânicas do aço através do aumento do limite de escoamento, como mostra a equação 5.2⁽³⁾.

$$LE = 2,18(S^{-1/2}) - 0,40(P^{-1/2}) - 2,88(d^{-1/2}) + 52,30 \quad (5.2)$$

Onde;

LE é o limite de escoamento do aço, dado em MPa;

S é o espaçamento interlamelar da perlita, dado em $\text{mm}^{-1/2}$;

P é o tamanho da colônia de perlita, dado em $\text{mm}^{-1/2}$, e

d é o tamanho de grão da austenita, dado em $\text{mm}^{-1/2}$.

Em aços perlíticos resfriados ao ar – como é o caso do SAE 5160 laminado a quente na UGV e resfriado em leite – normalmente obtêm-se espaçamento da ordem de 200nm.

Acredita-se que, apesar de apenas uma pequena parcela do Nb tenha sido dissolvido, ele pode ter contribuído para o refinamento da perlita, através do retardo que provocou para que ocorresse a transformação austenita → perlita. Mei pesquisou a efetividade de Nb e NbC em retardar a reação austenita-perlita comparando aços alto carbono com dissolução de cerca de 2% e 100% do Nb no NbC. No primeiro caso, ou seja, quando praticamente não havia nióbio em solução na austenita, não houve retardo na transformação enquanto que no segundo caso houve aumento de cerca de 10 vezes no aumento do tempo de início da reação austenita-perlita, o que provocou a redução do espaçamento interlamelar⁽⁸⁾. Isto indica que no caso dos aços ABNT 5160 estudados neste trabalho pequeno retardo na transformação austenita → perlita.

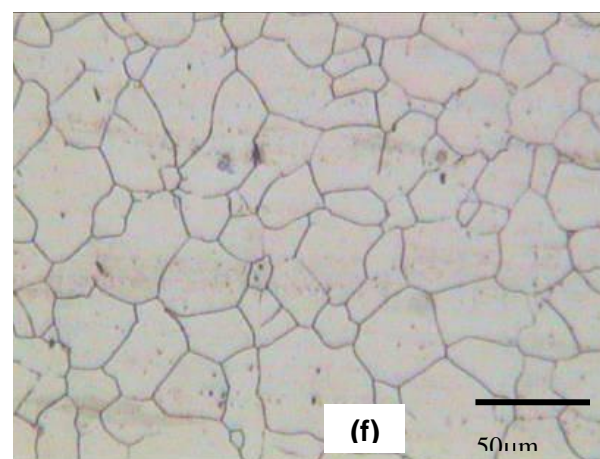
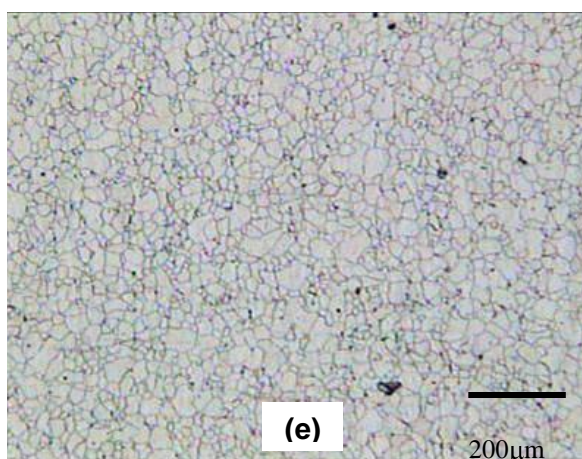
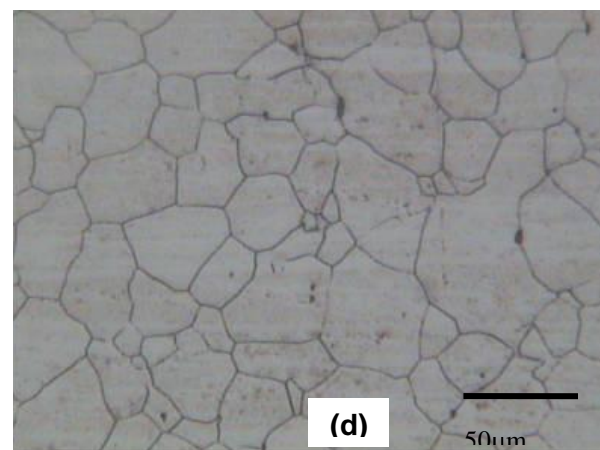
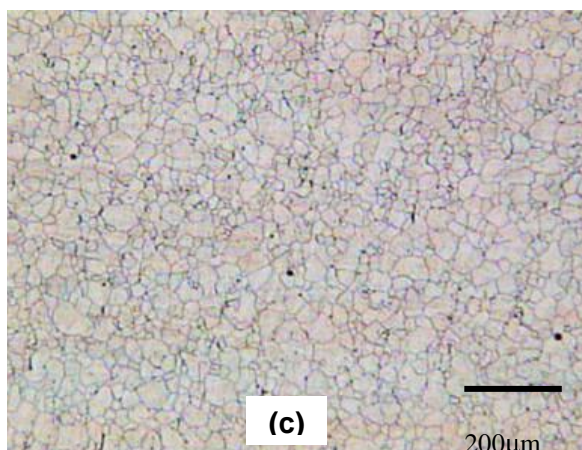
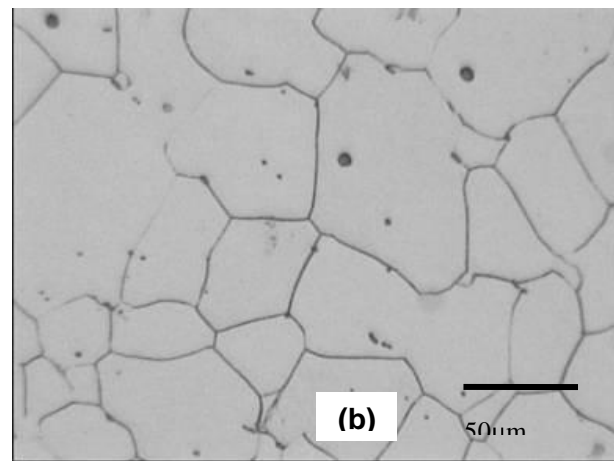
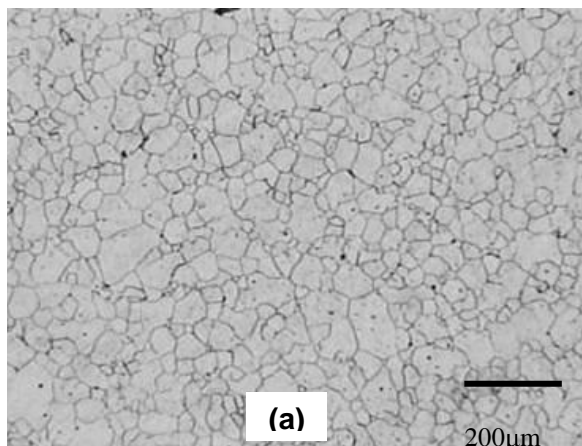
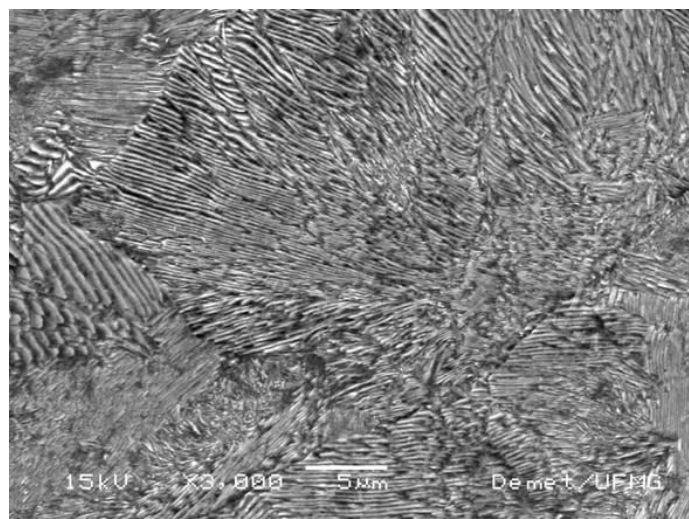
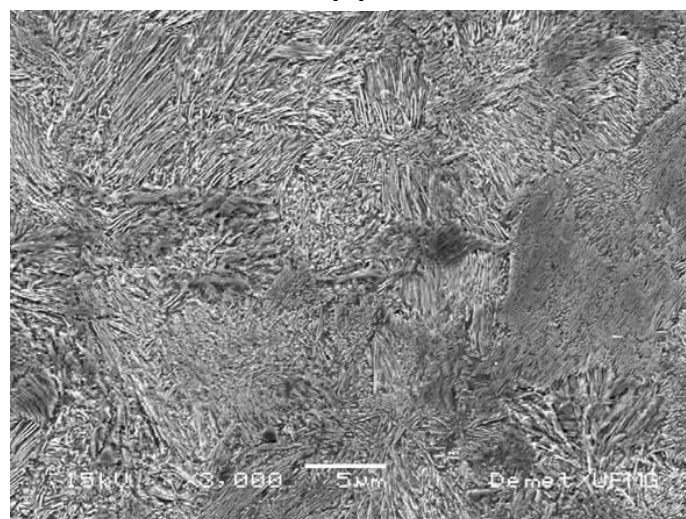


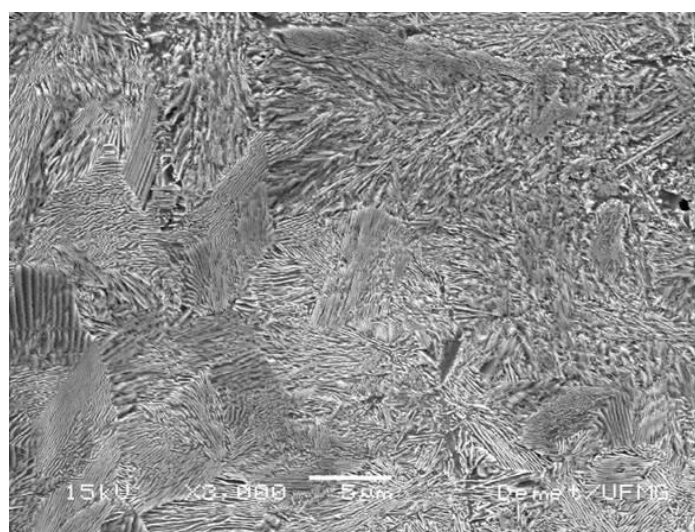
Figura 5.3 – Estruturas das corridas analisadas com aumentos diferentes: (a) corrida sem Nb aumento de 100 vezes; (b) corrida sem Nb aumento de 500 vezes; (c) corrida com 0,02% de Nb aumento 100 vezes; (d) corrida com 0,02% de Nb aumento 500 vezes; (e) corrida com 0,04% de



(a)



(b)



(c)

Figura 5.4 – Estrutura perlítica da barra chata laminada analisada com aumento de 3000 vezes: (a) aço sem adição de Nb (corrida 38869); (b) aço com adição de 0,02% de Nb (corrida 38863); e (c) aço com adição de 0,04% de Nb (corrida 38864).

b) Produto temperado e revenido

Após a preparação das peças, que consiste em corte, confecção de furos, e dobramento, para confecção do feixe de mola, foi realizado o tratamento térmico, e montagem do feixe. Os resultados de dureza, medidos na barra temperada e revenida, e ainda a comparação entre os valores obtidos para as três corridas estudadas estão a seguir.

Dureza na barra temperada: O valor mínimo esperado para a barra temperada no tratamento térmico da indústria era de 60 HRC. Entretanto, obteve-se, para as três corridas estudadas, valores de dureza entre 58 e 60 HRC. Estes valores, um pouco abaixo do esperado, foram obtidos porque não ocorreu transformação total da austenita em martensita restando uma fração de austenita retida. A figura 5.5⁽³⁾ mostra que para aços contendo 0,6% de carbono, como é o caso do ABNT 5160, espera-se acima de 90% de transformação martensítica, sendo que o restante da estrutura é austenita retida ou ainda uma combinação de austenita retida mais perlita fina e bainita.

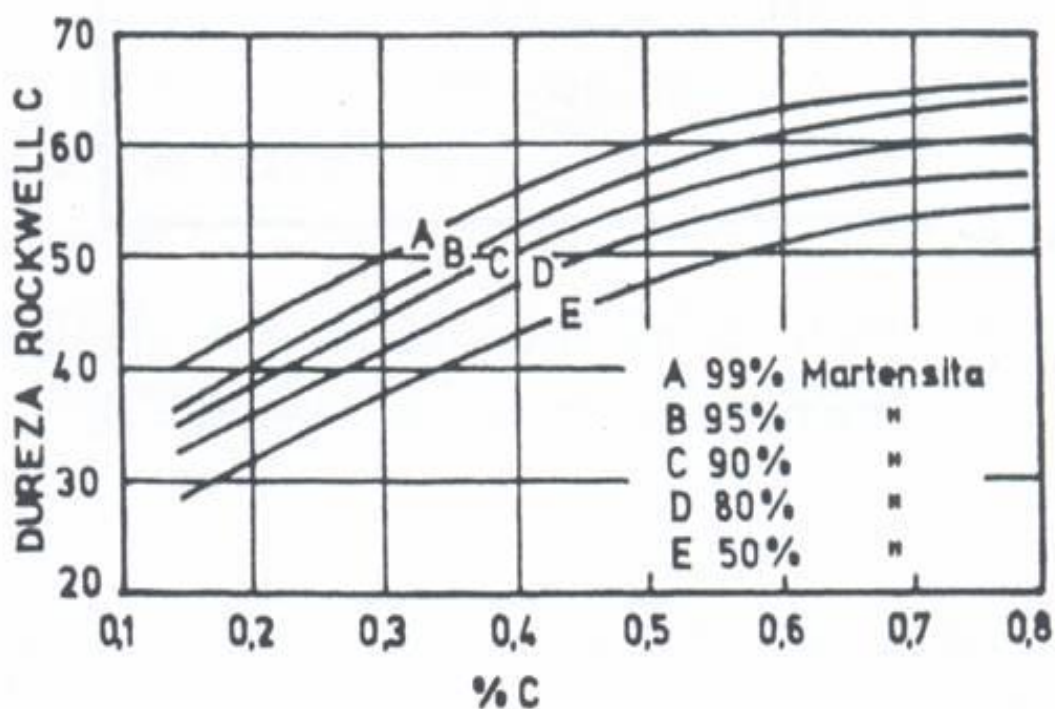


Figura 5.5 – Variação da dureza de aços-carbono em função do teor de carbono, para várias porcentagens de martensita na microestrutura⁽³⁾.

Através da equação 5.3 é possível calcular, teoricamente, o teor de martensita formado.

$$F = 1 - \exp(-1,10 \times 10^{-2} \Delta T) \quad (5.3)$$

Onde

f é a fração de martensita formada;

ΔT é o supersfriamento abaixo de temperatura de início de formação da martensita.

Considerando a temperatura de início da transformação martensítica $M_s = 251^\circ\text{C}$ e $\Delta T = 456^\circ\text{C}$, obtêm-se cerca de 99% de fração de martensita.

Dureza na barra revenida: Após revenimento por 5400 segundos a 450°C obteve-se os resultados de dureza da martensita revenida na faixa de 42 a 48HRC (aproximadamente 420 a 480HB). A faixa de resultados obtidos em cada corrida está mostrada na figura 5.6. Para todas as corridas, o desvio padrão foi de 1,1.

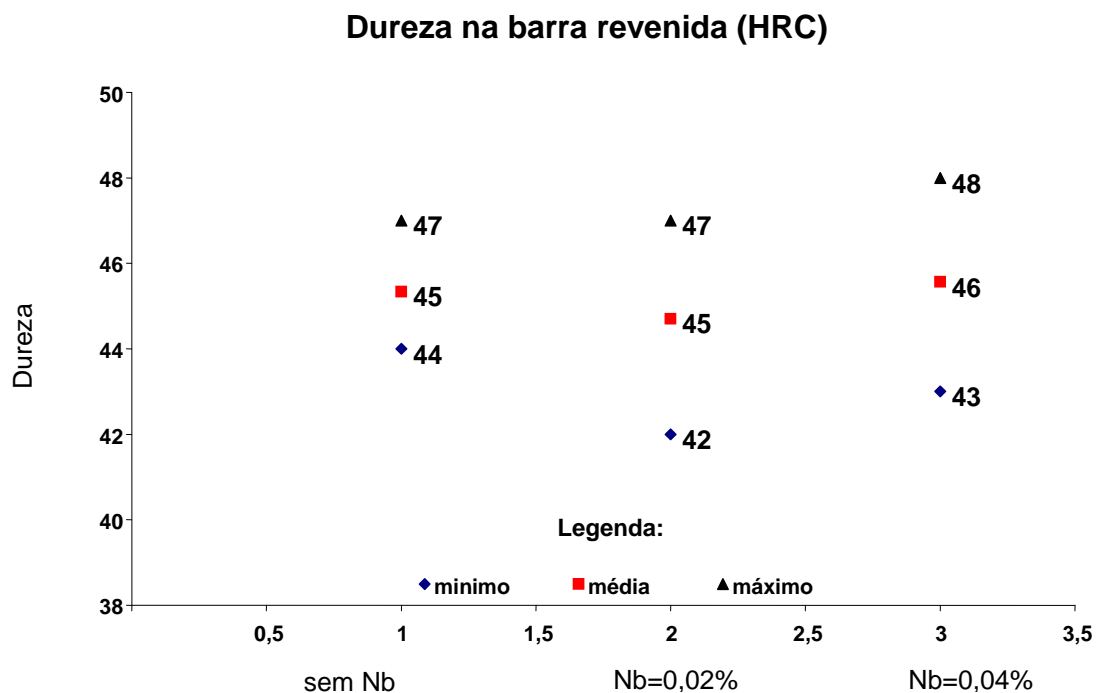


Figura 5.6 – Resultados de dureza das três corridas analisadas na condição de revenida. Os valores são mínimo, máximo e médio para cada corrida.

Os resultados acima apresentados não mostram influência do nióbio adicionado na dureza após tratamento térmico. Estes resultados apenas refletem aqueles que foram obtidos na barra laminada, já que nesta etapa do processo, as diferenças de dureza detectadas não foram muito significativas. A similaridade de resultados ocorreu porque, como exposto na discussão dos resultados da barra laminada, a temperatura de reaquecimento não permitiu a solubilização do nióbio em boa extensão, não ocorrendo, então, a reprecipitação do carbonitreto. Sendo assim, o carbonitreto formado durante a solidificação do aço permaneceu até o estágio final da barra, já que a temperatura de austenitização anterior à têmpera é de 860°C, o que é insuficiente para alterar o estado dos carbonitretos de nióbio.

Quanto à homogeneidade da dureza ao longo da seção transversal da barra, os resultados mostraram variação desprezível entre a superfície e o centro, conforme mostra a figura 5.7. Isto é resultado da alta temperabilidade do aço ABNT 5160 e da efetividade do processo de têmpera utilizado pela indústria para a produção do feixe de mola.

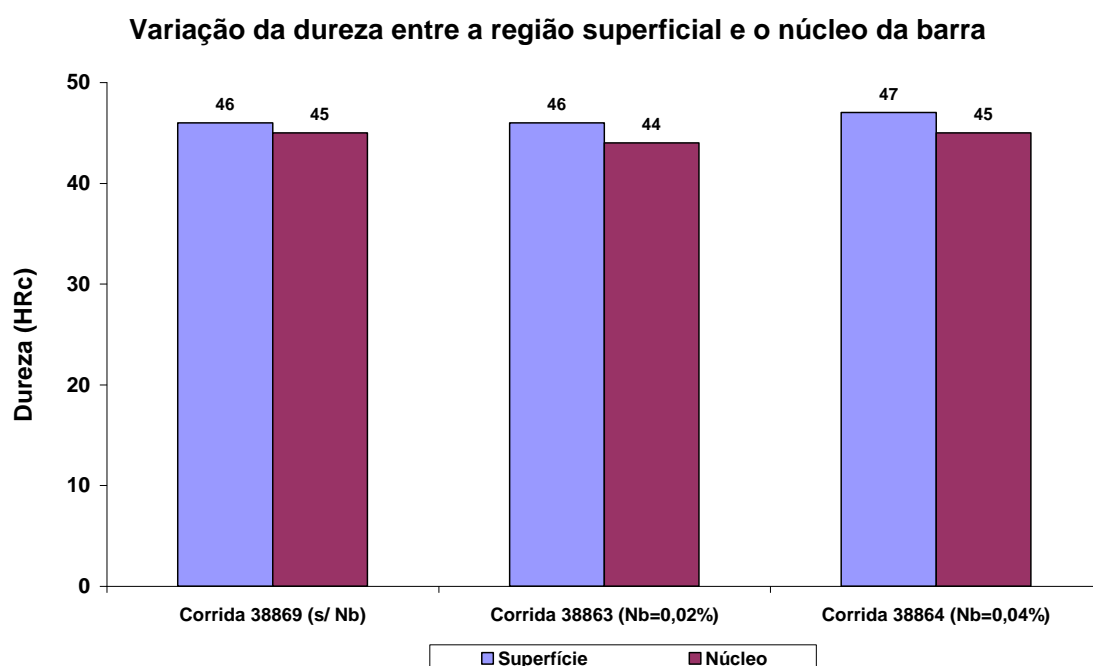


Figura 5.7 – Variação de Dureza das três corridas em estudo mostrando resultados do núcleo e da região próxima à borda.

5.1.2 – Limite de resistência

A figura 5.8 apresenta a curva tração *versus* deformação convencional obtida no ensaio de tração e os resultados estão sumarizados na tabela V.I.

Tabela V.1 – Resultados de ensaio de tração das corridas analisadas

Corrida	38869 (0% Nb)	38863 (0,02% Nb)	38864 (0,04% Nb)
LR médio (MPa)	1002	1013	1012

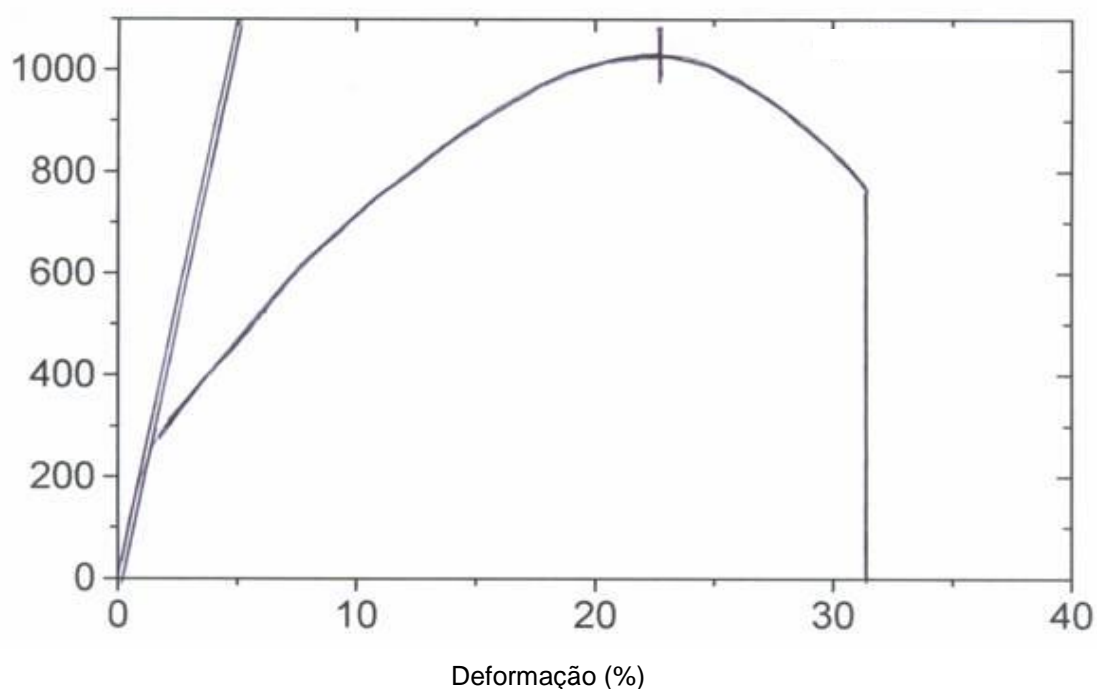


Figura 5.8 – Curva de tração deformação convencional para a corrida 38863 (0,02% de Nb) (Fonte: Laboratório de ensaios mecânicos da EEUFMG).

Os três aços ensaiados apresentaram comportamento dúctil sem patamar de escoamento definido.

Em relação ao limite de escoamento obtido para os três aços estudados, observou-se grande dispersão, com resultados variando entre 192 a 327 MPa entre as três corridas. O limite de resistência mostrou pequeno aumento quando é adicionado nióbio, o que ocorreu devido ao refinamento da perlita, que foi discutido anteriormente. A explicação para o escoamento contínuo está no teor de carbono. À medida que

aumenta o teor de carbono no aço, deixa de ser observado o patamar de escoamento no ensaio de tração. A figura 5.9 apresenta a relação entre existência do patamar de escoamento definido e o nível de carbono no aço.

Apesar de não ter sido possível identificar com precisão o limite de escoamento nos aços analisados, conforme discutido anteriormente é possível entender que há uma tendência de elevação do resultado de LE à medida que ocorre o refinamento de grão. Desta forma acredita-se que ocorre uma discreta elevação do limite de escoamento quando se comparam os aços sem nióbio, com nióbio igual a 0,020% e 0,04%.

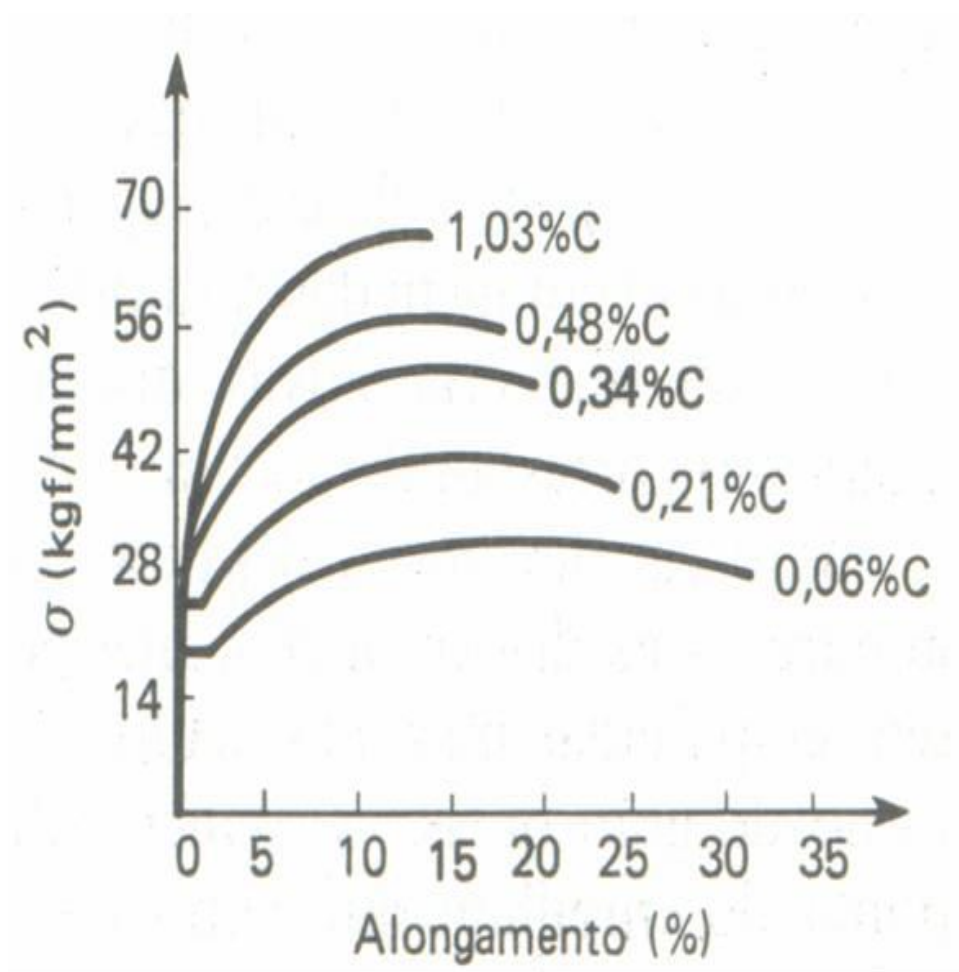


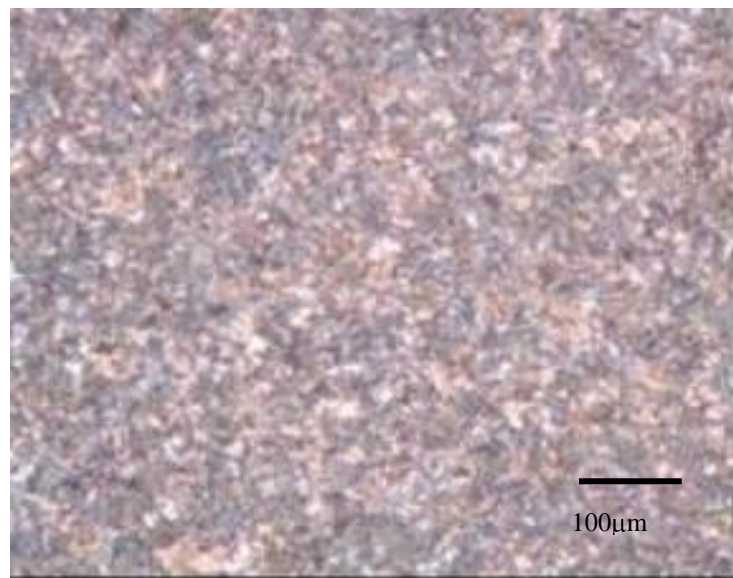
Figura 5.9 – Alteração no patamar de escoamento com a variação da percentagem de carbono no aço⁽¹⁰⁾.

5.2 – Microestrutura

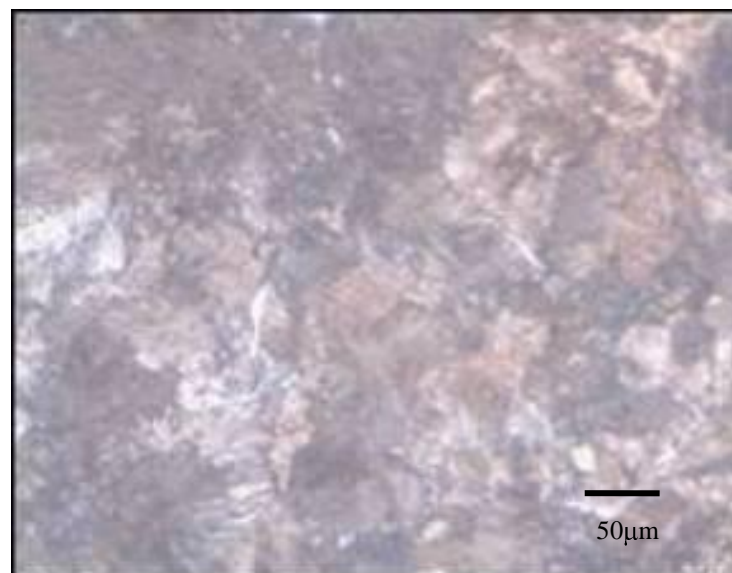
5.2.1 – Caracterização microestrutural

a) Produto laminado

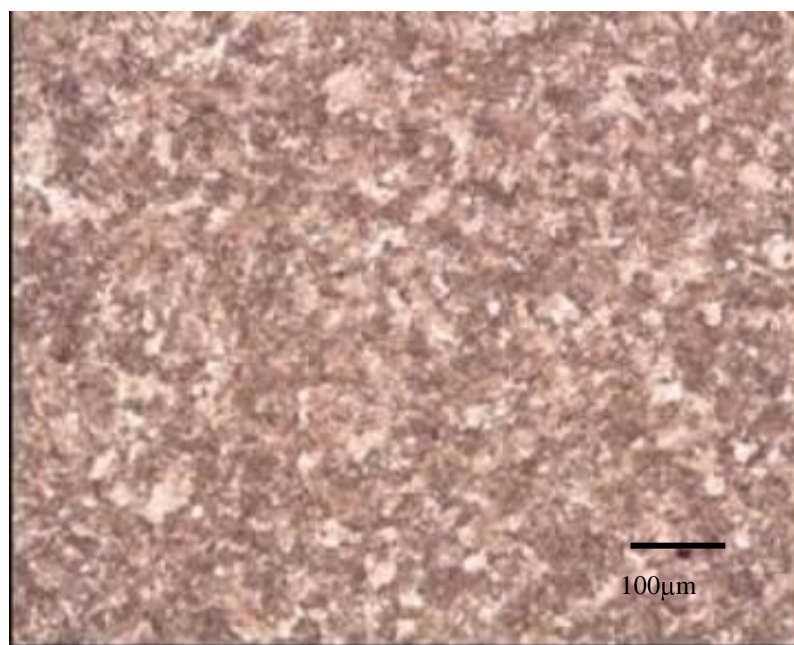
As figuras 5.10a-f apresentam, respectivamente, estruturas perlíticas do aço sem adição de Nb, com 0,020% Nb e com 0,04% Nb, na condição de laminado a quente e resfriado ao ar em leito. Verifica-se, através da foto perlita fina com homogeneidade da estrutura.



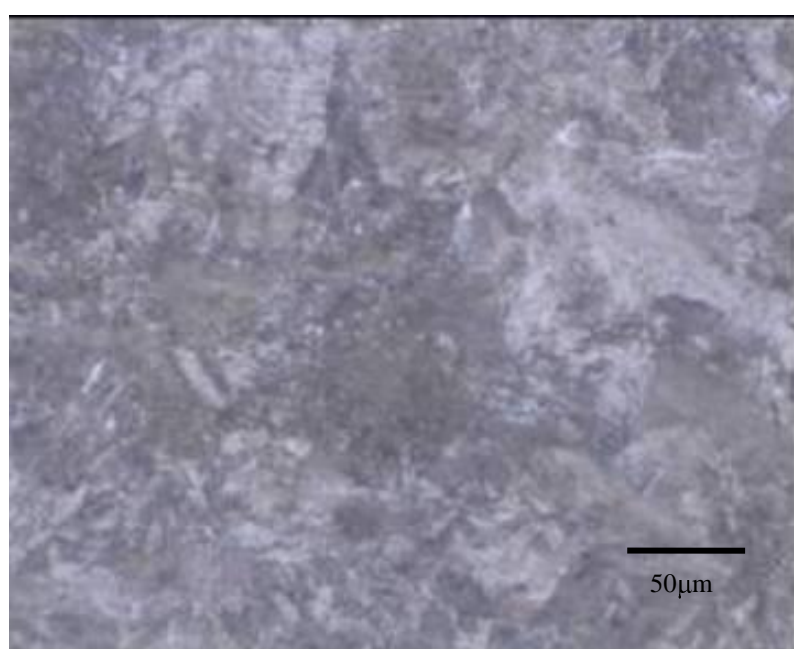
(a)



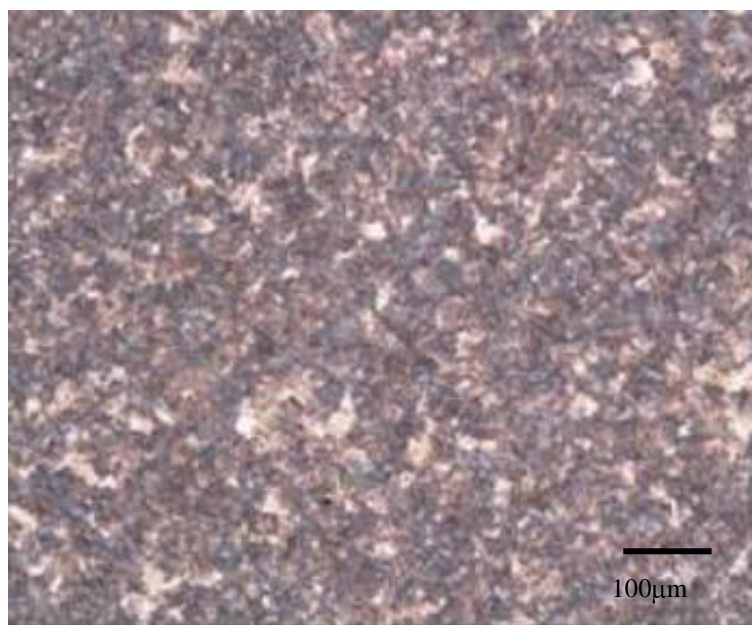
(b)



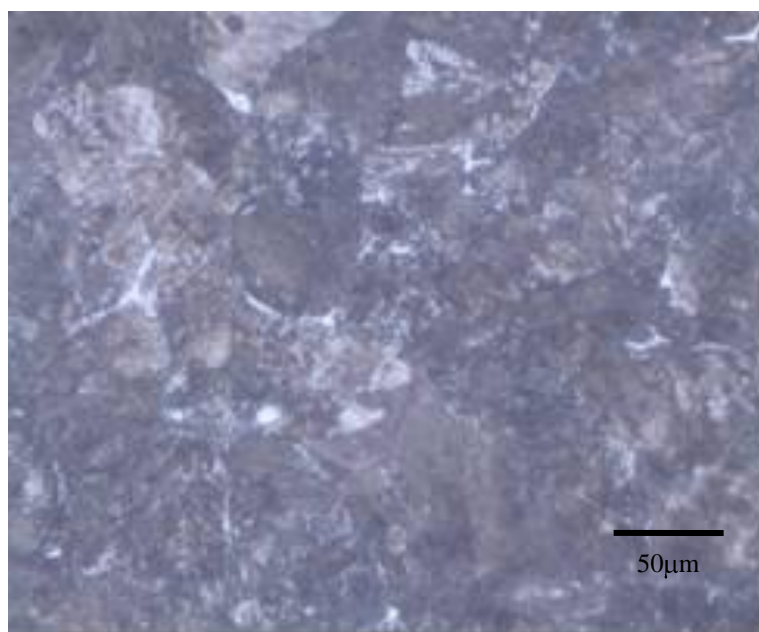
(c)



(d)



(e)



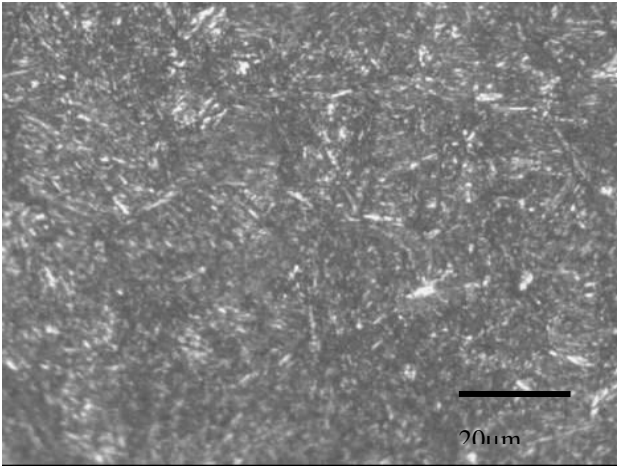
(f)

Figura 5.10 – Estruturas dos aços analisados no estado laminado: (a) corrida sem Nb aumento 200 vezes; (b) corrida sem nióbio – aumento 500 vezes; (c) corrida com 0,02% de Nb – aumento 200 vezes; (d) corrida com 0,02% de Nb – aumento 500 vezes; (e) corrida com 0,04% de Nb – aumento 200 vezes; (f) corrida com 0,04% de Nb – aumento 500 vezes.

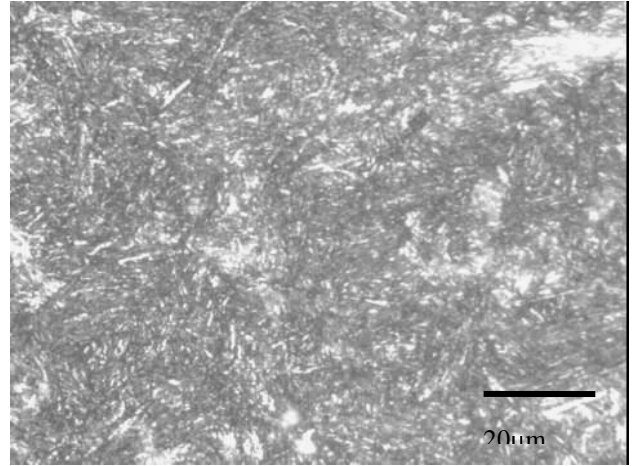
b) Produto temperado e revenido

As três corridas apresentaram estrutura homogênea e composta de martensita revenida. Pode haver pequena fração de austenita retida, entretanto sem ser resolvida através da microscopia ótica, que foi utilizada neste caso, figura 5.11a-f. Também não foi observada a presença de perlita fina ou bainita. A similaridade de estrutura entre as corridas, sem e com adição de nióbio, é consequência dos resultados obtidos na barra ainda no estado de laminada, como por exemplo, as pequenas diferenças entre o tamanho de grão médio, que é um fator influente na temperabilidade do aço.

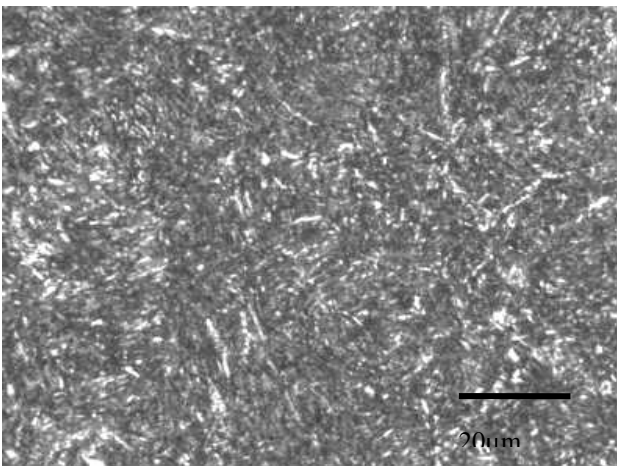
Através da difração de raios-X confirmou-se que a fração de austenita retida na estrutura temperada do aço 5160 é menor que 2%.



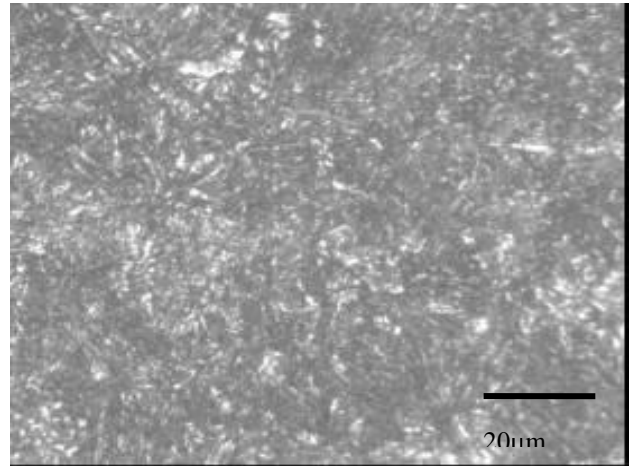
(a) Corrida sem adição de Nb (38869) na região da borda – aumento: 1000X



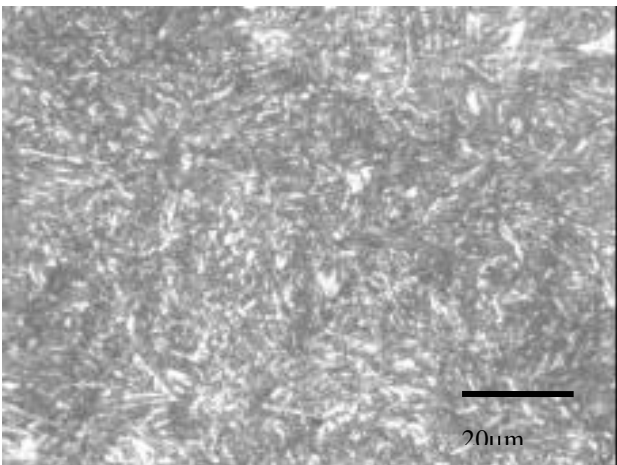
(b) Corrida sem adição de Nb (38869) na região do meio da seção transversal – aumento: 1000X



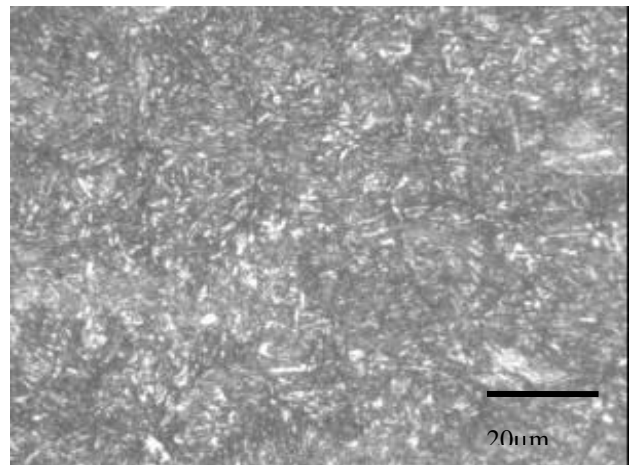
(c) Corrida com adição de 0,02% de Nb (38863) na região da borda – aumento: 1000X



(d) Corrida com adição de 0,02% Nb (38863) na região meio da seção transversal – aumento: 1000X



(e) Corrida com adição de 0,04% de Nb (38864) na região da borda – aumento: 1000X



(f) Corrida com adição de 0,04% Nb (38864) na região do meio da seção transversal – aumento: 1000X

Figura 5.11 (a) a (f) Microestrutura das corridas analisadas após tratamento térmico.

5.2.2 – Medição do tamanho de grão austenítico

Os resultados obtidos na medição do tamanho de grão austenítico dos aços estudados podem ser observados na figura 5.12. O erro relativo encontrado nas medições foi menor do que 10% para os três casos.

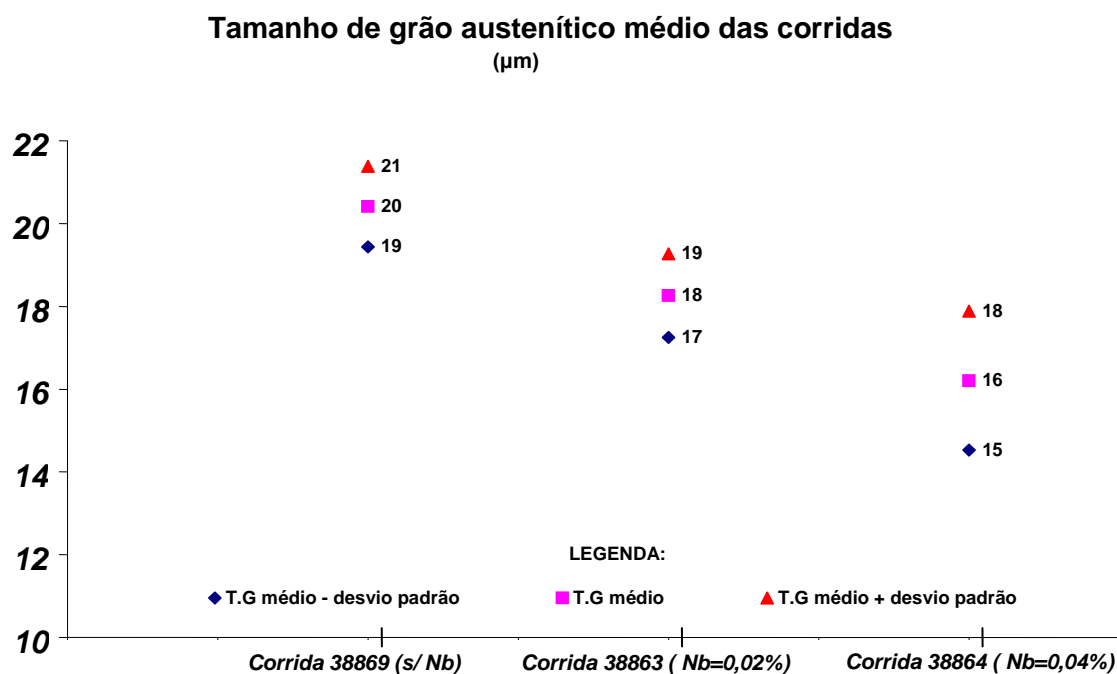


Figura 5.12 – Tamanho de grão austenítico das corridas. São apresentados três valores obtidos em cada corrida: mínimo, médio e máximo.

A figura 5.12 mostra que a adição de nióbio ocasionou pequena redução do tamanho de grão austenítico médio da barra.

Embora tenha sido discutido, no item sobre os níveis de dureza obtidos, que apenas parte do Nb do carbonitreto fora solubilizado durante a austenitização para laminação, este teor que solubilizou e re-precipitou durante a deformação a quente foi suficiente para causar a mudança observada no tamanho médio dos grãos austeníticos.

Por outro lado pode ter ocorrido, durante austenitização, o coalescimento de precipitados de NbCN que, com tamanho grosseiro, são pouco efetivos para controlar

tamanho de grão. Na austenitização não deve ocorrer o coalescimento devido à baixa temperatura – cerca de 850°C – e pequeno tempo de exposição da barra à temperatura indicada – cerca de 25 minutos. Verifica-se ainda (Fig. 5.3) que não há crescimento anormal de grão.

5.2.3 – Descarbonetação e Microinclusão

Adicionalmente, para caracterização completa do produto estudado, avaliou-se os valores de descarbonetação da barra laminada, após resfriamento no leito, e o nível de microinclusão presente. A figura 5.13 mostra a presença de descarbonetação parcial nas três corridas analisadas. A ausência de descarbonetação total, assim como os valores menores que 0,30mm (valores máximos estabelecidos em norma para este produto na bitola 80x16 mm) indicam que a etapa de aquecimento do tarugo no forno de reaquecimento, assim como a atmosfera do forno, estavam controladas. Pode-se concluir ainda, com base na similaridade de valores obtidos para as três corridas, que as condições térmicas permaneceram razoavelmente constantes durante toda a produção.

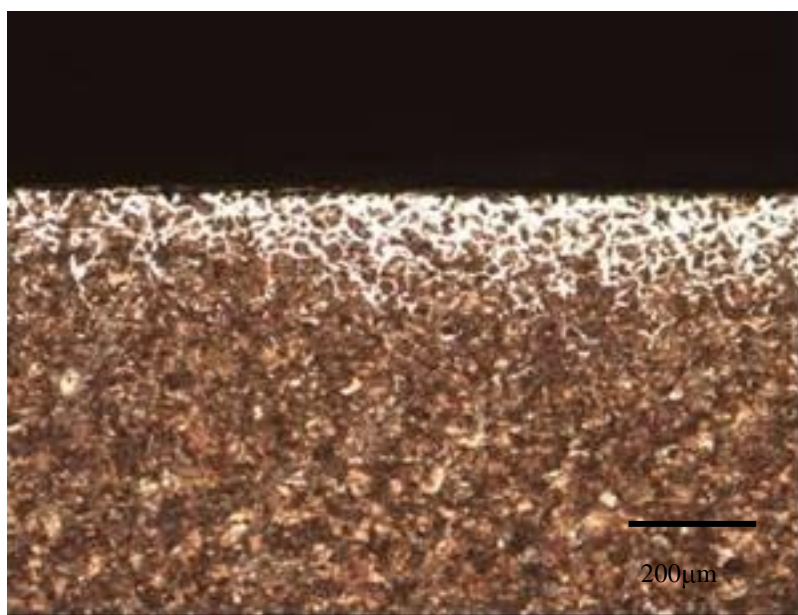


Figura 5.13 – Descarbonetação típica da produção de barra chata. Corrida: 38864 (0,04% de Nb). Ataque: Nital. Aumento: 100 vezes

As corridas apresentaram baixo nível de inclusões de óxidos e sulfetos. Os resultados indicam um bom nível de limpeza do aço, considerando que se admite para este produto, valores de inclusão de até 2,5 para as séries fina e grossa. Este nível é importante para minimizar o efeito de inclusões não metálicas na redução da vida à fadiga do feixe de mola.

5.3 – Medições da vida em fadiga

Os resultados de número de ciclos até a fratura, obtidos no ensaio de fadiga dos feixes de mola construídos com barras temperadas e revenidas das corridas estudadas, estão apresentados na figura 5.14. O valor médio do número de ciclos até a fratura em cada corrida está mostrado na tabela V.2. Constatou-se, a partir dos resultados obtidos, que a adição do nióbio na composição química do aço 5160 afetou de modo semelhante ao obtido para dureza e limite de resistência no laminado, ou seja, obteve-se um aumento no número de ciclos até a quebra quando se compara a corrida sem adição com a corrida com adição de 0,020% de nióbio. A corrida 38864 (%Nb igual a 0,04%) apresentou, além de alta dispersão de resultados, uma média 13% superior ao material sem nióbio.

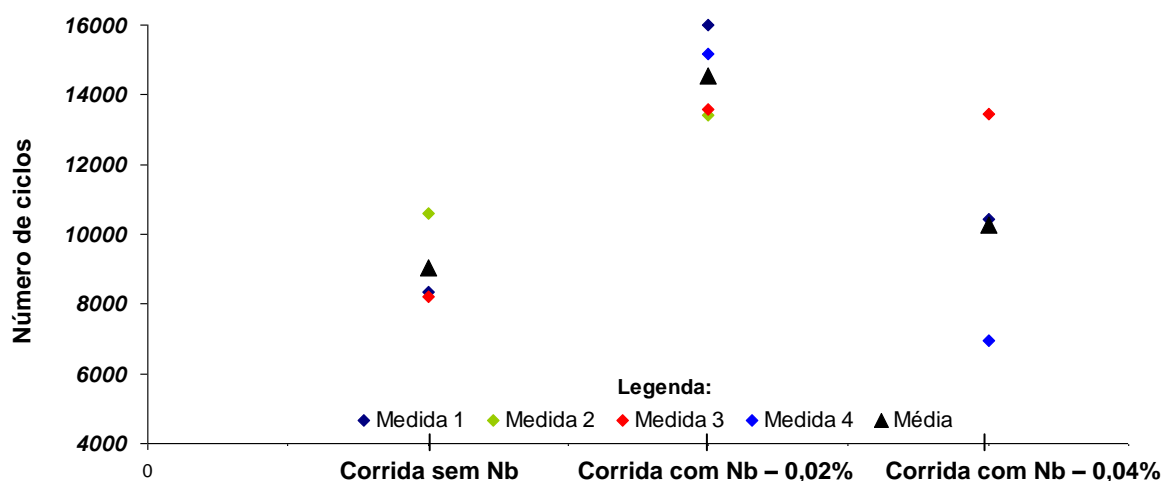


Figura 5.14 – Resultados de várias medidas e média de teste de fadiga

Tabela V.2 – Número médio de ciclos de fadiga de cada corrida até a fratura

ciclos - corrida sem Nb	ciclos - corrida com Nb=0,02%	ciclos - corrida com Nb=0,04%
9051	14533	10276

A figura 5.15 mostra a superfície característica de fratura que ocorreu na fadiga. Não foi possível identificar as regiões normalmente presentes na seção da área fratura sob fadiga, as quais são:

1. Região lisa onde ocorreu a progressão lenta da trinca;
2. Região rugosa onde correu a propagação rápida da trinca;
3. Ponto onde iniciou a nucleação e progressão da trinca formada.

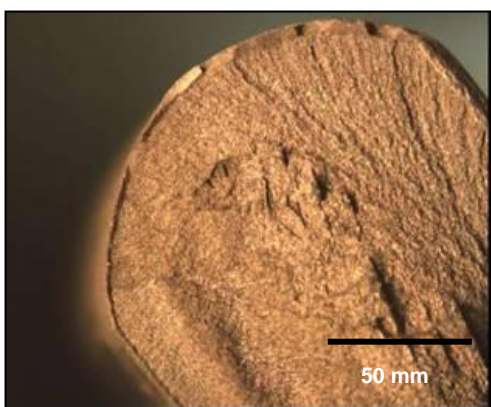
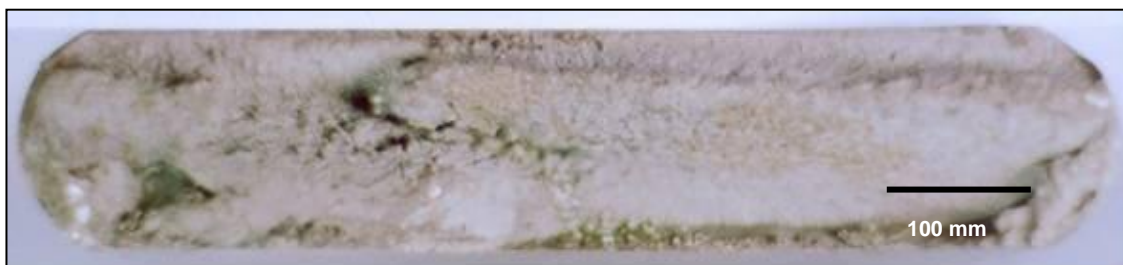


Figura 5.15 :

(a): Superfície da fratura da barra sob fadiga (ao alto)

(b): Detalhe da fratura próxima à borda da barra (ao lado)

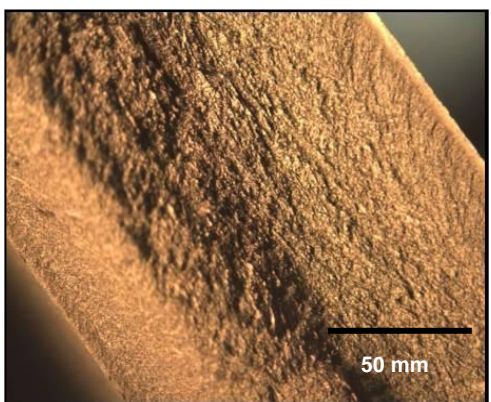


Figura 5.15 :

(c): Detalhe da fratura na região do centro da barra.

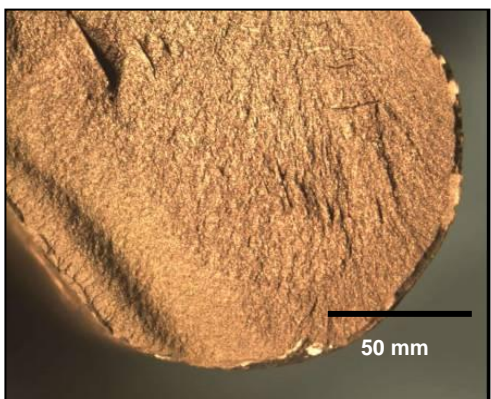


Figura 5.15 :

(d): Detalhe da fratura próxima à borda da barra

Da figura 5.16, utilizada pela indústria de mola para definir as tensões mínimas e máximas na realização do teste de fadiga, pôde-se obter uma previsão de número de ciclos que o material suportaria até fraturar por fadiga. Conforme indica a figura 5.16, para um dado valor de tensão inicial, por exemplo 400 MPa, a diminuição da tensão máxima leva a um aumento do número de ciclos que o aço suporta sem fraturar. Por exemplo, para uma tensão inicial de 400 MPa e tensão máxima igual a 1100 MPa, espera-se que o material suporte entre 30000 e 50000 ciclos, enquanto que se a tensão máxima for alterada para 900 MPa, o número de ciclo esperado eleva-se para um valor entre 75000 e 100000 ciclos. Conforme apresentado em 4.3.3, buscou-se um número de ciclos inferior a 30000, o que minimizaria o tempo de ensaio e por isso utilizou-se uma tensão inicial de 412 MPa e tensão máxima de 1196 MPa. A tensão máxima utilizada no teste de fadiga é maior que o limite de fadiga do aço, que normalmente situa-se em torno de 50% do limite de resistência à tração⁽⁶⁾.

Para um produto onde se deseja maximizar a vida em fadiga, como é o caso do feixe de mola, é importante discutir os fatores que podem afetar este quesito de desempenho. Os principais fatores foram mostrados no tópico 3.5.2, e são eles: condições de aplicação das tensões, qualidade superficial, microestrutura e inclusões.

As diferenças observadas na vida a fadiga quando se compara o aço sem adição de nióbio com os aços com adição deste elemento, não podem ser explicadas por diferenças nas tensões aplicadas, pois isto não ocorreu. A máquina foi aferida e verificada a cada ensaio de forma a se garantir a isenção de diferenças de tensões, frequência e amplitude na avaliação de cada amostra. Quanto à qualidade superficial, a avaliação, utilizando um aumento de 40 vezes em um estéreo-microscópio, mostrou que as corridas eram similares e não havia presença de defeitos ou descontinuidades que expliquem as diferenças obtidas entre as corridas. As fotos das superfícies de amostras das três corridas após o teste de fadiga podem ser vistas nas figuras 5.17 a-c. Tão pouco a qualidade de superfície é razão para a dispersão de resultados observados para a corrida com adição de 0,04% de nióbio.

A presença de inclusões não metálicas é de grande importância na vida a fadiga, principalmente em aços de dureza superior a 40 HRC. Isto porque o aumento da dureza é, normalmente, acompanhado do aumento da sensibilidade do aço à presença de descontinuidades. Entretanto, a influência de inclusões não metálicas na

vida a fadiga do aço depende de seu tamanho, distribuição morfologia e tipo. Por exemplo, as inclusões de sulfetos, que são deformáveis, são menos nocivas que outras, e pequenas inclusões ($< 2 \mu\text{m}$) afetam menos o aço do que as inclusões maiores⁽¹¹⁾. As corridas comparadas foram avaliadas, quando ao nível de inclusão, e não foram detectadas diferenças significativas quanto ao tamanho ou quantidade de inclusões presentes que levassem à diferenças de desempenho na fadiga.

O resultado de melhor desempenho das corridas em que foi adicionado nióbio, comparando-se a média de número de ciclos até o colapso, pode ser explicado com base no tamanho de grão austenítico do aço antes do tratamento térmico. O tamanho de grão da austenita mais fino dificulta a propagação da trinca durante esforços cíclicos. Shin, Lee e Ryu⁽¹²⁾ realizaram experimentos com dois aços médio e alto carbono e dureza similar em ambos, e mostraram que o número de ciclos até a formação da microtrinca praticamente não difere, porém o número de ciclos até a fratura é maior no aço com menor tamanho de grão austenítico, visto que aços de granulação mais fina oferece maior resistência à propagação da trinca e tem maior tenacidade à fratura.

Entretanto os resultados mostraram também que a corrida com maior adição de nióbio resultou em menor vida a fadiga do que a corrida com 0,02% de nióbio. Isto parece mostrar que há um valor ótimo dentro da faixa especificada de 0,02% a 0,04% nas condições de processo e ensaio aos quais foram submetidos a barra chata, o que deve ser confirmado através de novos ensaios específicos para este produto.

Wise, Spice, Davidson, Heitmann e Krauss mostraram, em um trabalho que avaliou a influência do tempo de austenitização no comportamento da fratura de um aço similar ao estudado neste caso⁽¹³⁾, que os carbonitreto têm diâmetro da ordem de 100 a 200 nm. Neste caso verifica-se que as inclusões possuem pequeno tamanho para serem considerados como importantes na vida a fadiga dos aços estudados.

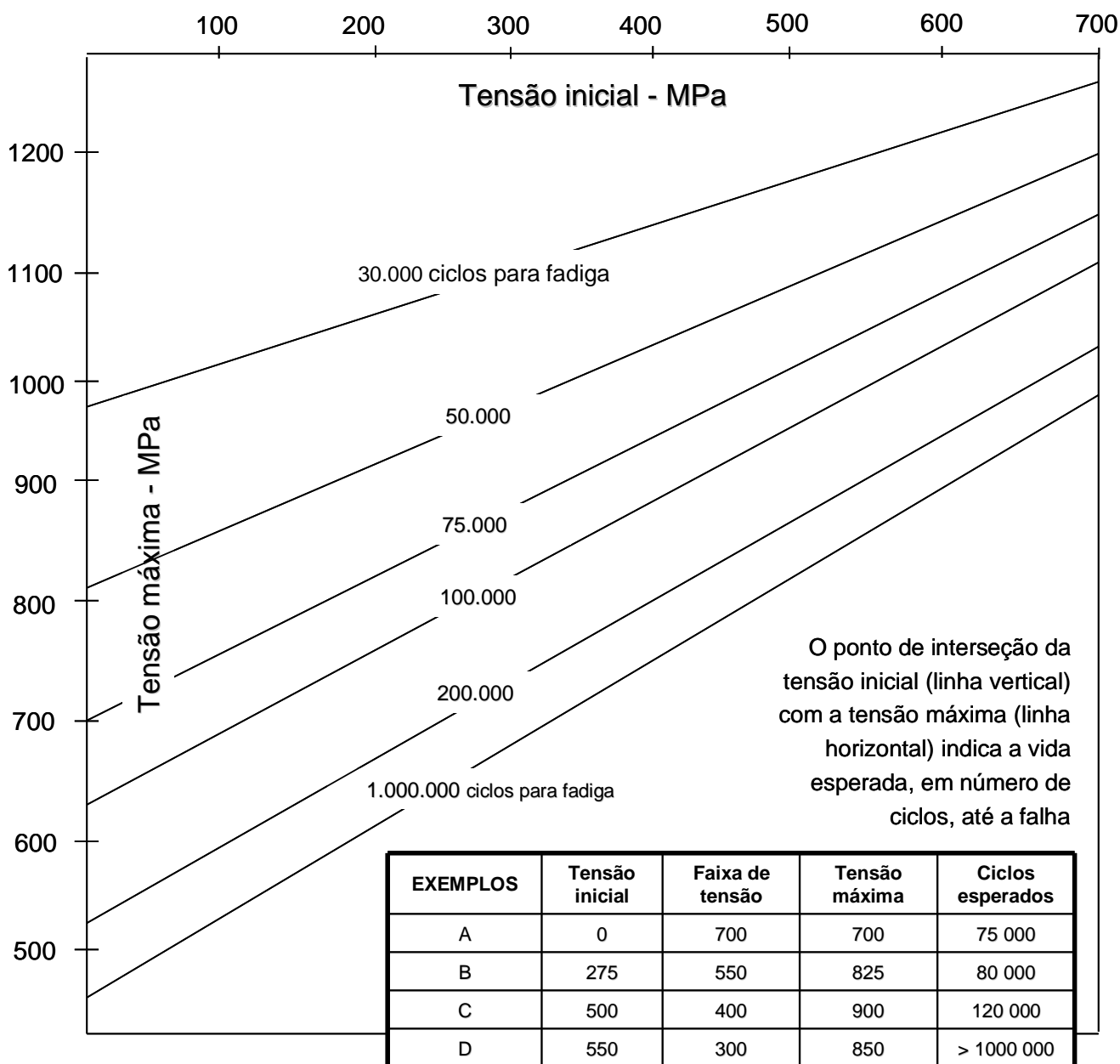


Figura 5.16 – Diagrama para estimar a vida à fadiga, em número de ciclos, do aço para feixe de molas (sem iateamento de aranha).

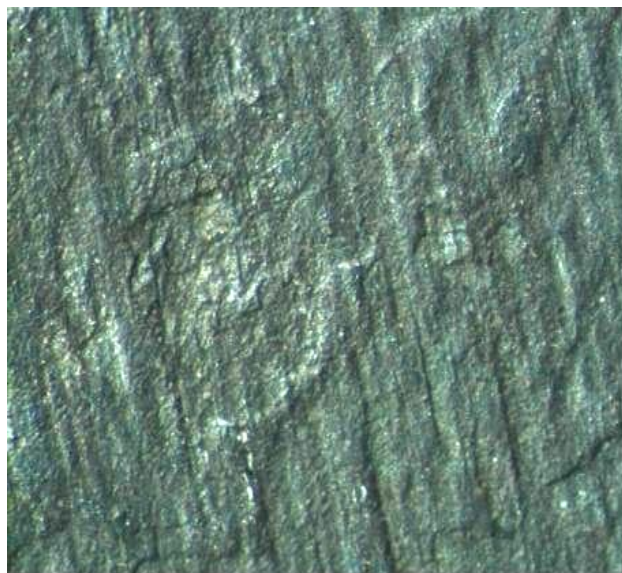
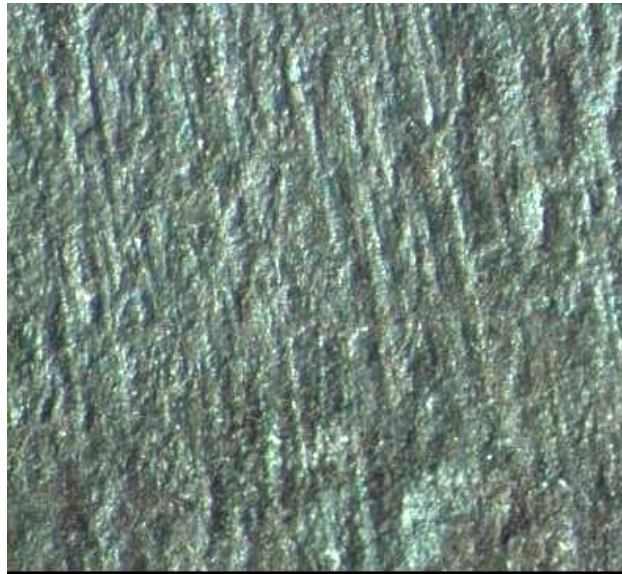


Figura 5.17a-c: Fotos da superfície das barras temperadas e revenidas. Aumento: 40 X

CAPÍTULO 6 – CONCLUSÕES

- ✓ Os teores de nióbio adicionados, 0,02% e 0,04%, que se constituem nos limites das faixas especificadas pelos clientes produtores de feixes de molas, geram uma pequena fração de solubilização no reaquecimento de tarugos – austenitização – antes da laminação (cerca de 0,006%). Isto porque a temperatura necessária para promover uma solubilização considerável é, pelo menos, 1300°C.

- ✓ A adição de nióbio nos teores estudados neste trabalho e para as condições de laminação ora utilizadas, não alteram significativamente os resultados de propriedades mecânica – dureza, limites de escoamento e resistência – da barra chata laminada a quente. Há um pequeno aumento de dureza (da ordem de 5%) quando se comparam corridas sem adição e com adição de nióbio. Entretanto não ocorre elevação de dureza quando se aumenta de 0,02% para 0,04% o teor do elemento microligante. Estas alterações que se verificam na dureza, também se observam no limite de resistência mecânica.

- ✓ À medida que se adiciona nióbio, observa-se um refinamento do grão austenítico, que tem o tamanho médio de 20 μm para o aço sem nióbio, 18 μm para 0,02% de Nb e 16 μm para o aço com 0,04% de Nb. Concomitantemente, observa-se o refinamento da perlita, que apresenta regiões sem resolução, para a ampliação utilizada (3000 vezes), devido ao refinamento nas corridas com adição de nióbio.

- ✓ A barra temperada e revenida com adição de nióbio, nos dois teores estudados (0,02% e 0,04%), não apresenta diferenças de dureza em relação à corrida sem adição de nióbio. A estrutura para todas as corridas é composta de martensita fina revenida com menos de 2% de austenita retida, conforme resultado da difração de raios-X.

- ✓ Na vida à fadiga, a adição de nióbio parece mostrar a mesma tendência da dureza e limite de resistência da barra laminada: há um aumento quando se comparam corridas com adição de nióbio, em relação àquela sem adição deste elemento. Entretanto, não se observou um aumento à medida que adiciona mais nióbio na composição química final do aço.

✓ De acordo com os resultados obtidos, pode-se concluir que, nas condições de processamento atual na laminação, principalmente temperatura de encharque utilizada para o aço ABNT 5160, a adição de nióbio como elemento microligante nas faixas entre 0,02% e 0,04%, não proporciona mudanças significativas nas propriedades da barra laminada, temperada e revenida e tão pouco na vida a fadiga, a característica de desempenho que se deseja maximizar na indústria de feixe de mola. Sendo assim, deve-se analisar a possibilidade de aumento da temperatura do forno de reaquecimento e aplicação do tratamento termomecânico que possam produzir maior influência nas propriedades da barra temperada e revenida.

CAPÍTULO 7 – RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

A pesquisa realizada apresenta alguns pontos de relevância, quais sejam:

Resulta em maior conhecimento sobre a barra chata ABNT 5160 laminada quente pela Belgo UGV, tanto no estado de laminado como temperado e revenido para aplicação em feixe de molas;

Identifica os pontos chaves do processo a serem alterados ou otimizados caso se deseje continuar a pesquisa com o nióbio no aço ABNT 5160;

Indica a pouca eficiência do nióbio, no processo de laminação atual, para atendimento às expectativas dos clientes produtores de feixe de mola.

Indica o teor de nióbio que provoca maior influência nas propriedades da barra chata 5160 temperada e revenida

CAPÍTULO 8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A metodologia de pesquisa científica utilizada neste trabalho pode ser usada para o desenvolvimento de novos estudos, notadamente com foco em refinamento de grão, aumento de desempenho da barra tratada termicamente na fadiga, via alterações de estrutura, e parâmetros de processo de produção na laminação.

Pode-se sugerir o estudo de outros percentuais de adição de nióbio como elemento microligante para o aço ABNT 5160, o desenvolvimento de novas tabelas de temperaturas e tempos no forno de reaquecimento de tarugos, visando maximizar a solubilização de nióbio e a conjugação de nióbio com outros elementos químicos, como por exemplo, vanádio ou alumínio para obtenção de um refino de grão mais efetivo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; SANTOS, D.B. **Metalurgia da Soldagem – Aspectos Gerais**. Belo Horizonte: EEUFMG, 1999. p.2.16-2.20.
2. TITHER, G. **Niobium in Steel Castings and Forgings**. In: Proceedings of the International Symposium Niobium. Orlando, 2001. p.845–872.
3. KRAUSS, George. **STEELS: Heat Treatment and Processing Principles**. Colorado: AMS international, 1989. 497p.
4. SURESH, M. R et al. Structure-Property Changes During Hardening And Tempering Of New Ultra High Strength Medium Carbon Low Alloy Steel. **Ironmaking and Steelmaking**, vol.30, n.5, p.379-384, 2003.
5. DE ARDO, J. **Fundamental Metallurgy of Niobium in Steel**. In: Proceedings of the International Symposium Niobium. Orlando, 2001. p.427–500.
6. REED-HILL, R.E. **Princípios De Metalurgia Física**. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. p.593-634.
7. SOUZA, S. A. **Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos**. 5.ed. São Paulo: Edgard Blücher LTDA, 1982. 286p.
8. MEI, P. R.; Filho, E. B. Efeito de Adições de Nióbio na Pureza e Formação da Perlita. **Revista da ABM**, São Paulo, v.40, n.323, Out.1984.
9. KASPAR, R.; PETERS, A. **A New Concept for High Strength Spring Steels**. In: IPMM'97 Conference. Australia, 1997.5p.
10. DIETER, George E. **Mechanical Metallurgy**. 2.ed. Tokyo:Mc GRAW-Hill, 1976. 774p.
11. MATERIALS SCIENCE SEMINAR, 1978, Ohio. Fatigue and Microstructure. Ohio: American Society for Metals, 1978. 76-86p.

12. SHIN, J. C.; LEE, S.; RYU, J. H. Correlation of microstructure and fatigue properties of two high-strength spring steels. **International Journal of Fatigue**, London, p. 571-579, 1999.
13. WISE, J. P.; SPICE, J.; DAVIDSON, S. G.; HEITMANN, W. E.; KRAUSS, G. Influence of short austenitizing times on the fracture behavior of a microalloyed automotive spring steel. **Scripta Mater**, p.299-304, 2001.
14. MORI, F. Y.; BARBOSA, C. A.; SOUZA, M. H. C.; FALLEIROS, I. G. S. **Controle do Tamanho de Grão Austenítico de um Aço para Trabalho a Quente Através de Adição de Nióbio**. In: XXXII Congresso Anual da ABM. São Paulo, 1977. p.743-747.
13. YAMAMOTO, T.; KOBAYASHI, R.; OZONE, T.; KURIMOTO, M.; **Precipitation Strengthened Spring Steel for Automotive Suspensions**. In: International Conference on Technology and Applications of High Strength Low Alloy Steels. Philadelphia, 1983. 7p.