

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

Dissertação de Mestrado

“INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE VANÁDIO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS MÉDIO
TEOR DE CARBONO PARA BENEFICIAMENTO”

Autor: Gustavo Levy Canaan
Orientadora: G. Cristina Durães de Godoy
Co-orientador: Francisco Boratto

Março – 2007

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

Gustavo Levy Canaan

“INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE VANÁDIO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
AÇOS MÉDIO TEOR DE CARBONO PARA BENEFICIAMENTO”

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
Orientadora: G. Cristina Durães de Godoy
Co-orientador: Francisco Boratto

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2007

Àquela a quem eu amo infinitamente, Gabi.
Aos meus pais, meu irmão e em especial
aos meus avós Jutelma Levy e Cyro Canaan.
Como eu queria que eles estivessem aqui...

Agradecimentos

À Belgo-Arcelor Mittal, na pessoa do Gerente Técnico João Garcia, pela oportunidade de realização do trabalho e pela confiança em mim depositada.

Ao Doutor Francisco Boratto, por toda a co-orientação, ensinamentos e direcionamentos ao longo de todo o trabalho.

À Professora Cristina, por toda a orientação, carinho, consideração e amizade demonstrada durante tantos anos de convivência.

À professora Berenice por toda a ajuda na elaboração desta pesquisa, pela disponibilidade e pela atenção.

Ao mestre e amigo Fábio Borchardt, por todos os ensinamentos e auxílios dados, além da confiança e da sinceridade demonstrada.

Ao mestre e companheiro Leandro Marchi, por tamanha disponibilidade e ajuda.

À Comissão de Molas – Wanderlei, César, Roniery, Júlio Gonçalves e Márcio Ávila – por todas as contribuições dadas durante o trabalho.

Aos colegas de trabalho da Belgo-Arcelor Mittal, planta de João Monlevade, e aos amigos que contribuíram de uma forma ou de outra para a realização deste trabalho, em especial aos meus estagiários colegas Rodrigo Cristeli e Ricardo Rodrigues.

Ao cliente Thyssen Krupp, na pessoa da Gerente de Qualidade Beatriz Castanheira, por toda demanda e auxílios durante a realização da pesquisa.

À minha família, em especial aos meus pais e ao meu querido irmão por me fazerem chegar até aqui.

À Gabi, meu eterno amor, por me fazer ter uma razão de estar vivo.

Ao meu Deus, por tudo.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	v
LISTA DE TABELAS	x
LISTA DE NOTAÇÕES	xii
RESUMO	xiii
ABSTRACT	xiv
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1. ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS.....	3
3.2. AÇOS MICROLIGADOS.....	4
3.2.1. Endurecimento por Refino de Grão.....	5
3.2.2. Endurecimento por Precipitação.....	6
3.3. VANÁDIO E SUA UTILIZAÇÃO NOS AÇOS.....	10
3.4. AÇOS MÉDIO TEOR DE CARBONO PARA MOLAS DE SUSPENSÃO.....	16
3.5. PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DAS MOLAS DE SUSPENSÃO.....	20
3.5.1. Processo de Têmpera.....	22
3.5.2. Processo de Revenimento.....	26
3.5.2.1. Revenimento de aços carbono.....	28
3.5.2.2. Revenimento de aços contendo elementos de liga.....	31
3.6. CONDIÇÕES DE REVENIMENTO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS MICROLIGADOS PARA MOLAS.....	34
4. METODOLOGIA	41
4.1. MATERIAL	41
4.2. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	42
4.2.1. Caracterização Microestrutural – Fio-máquina.....	42
4.2.2. Determinação das Propriedades Mecânicas – Fio-máquina e Barra Trefilada.....	42
4.2.3. Ensaio Dilatométrico	43
4.3. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PÓS-TÊMPERA	44

4.3.1. Tratamento de Têmpera	44
4.3.2. Microestrutura do Material Temperado	45
4.4. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PÓS-REVENIMENTO	45
4.5. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DAS AMOSTRAS REVENIDAS	46
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	47
5.1. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL.....	47
5.1.1. Caracterização Microestrutural – Fio-máquina.....	47
5.1.2. Determinação das Propriedades Mecânicas – Fio-máquina e Barra Trefilada.....	50
5.1.3. Ensaio Dilatométrico	54
5.2. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PÓS-TÊMPERA.....	58
5.3. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PÓS-REVENIMENTO.....	60
5.4. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DAS AMOSTRAS REVENIDAS	72
6. CONCLUSÕES	76
7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS.....	78
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	79
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	80

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Produtos de solubilidade de carbonetos e nitretos de vários elementos microligantes na austenita (Adaptado de MORRISSON, W.B., 2000).....	9
Figura 3.2 – Produtos de solubilidade dos carbonetos e nitretos de vanádio no ferro α e ferro γ (Adaptado de WOODHEAD, J. H., 2000).....	13
Figura 3.3 – Figuras de microscopia de campo iônico ilustrando os precipitados de VCN nas lamelas de ferrita em um aço perlítico (Adaptado de MOTTISHAW <i>et al.</i> , 1992)	14
Figura 3.4 – Relação entre o teor dos elementos de liga e a variação no limite de resistência dos aços. Revenimento – 1h, T=450°C. (Adaptado de OKI, Y. <i>et al.</i> , 2001).....	17
Figura 3.5 – Molas utilizadas no sistema de suspensão dos automóveis.....	20
Figura 3.6 – Fluxograma de fabricação de fio-máquina para molas de suspensão	20
Figura 3.7 – Fluxograma de fabricação das molas de suspensão pelo processo de enrolamento a quente.....	21
Figura 3.8 – Esquema da bobina de indução para tratamento térmico de aço para mola de suspensão enrolada a frio.....	22
Figura 3.9 – Curva de resfriamento ilustrando o tratamento de têmpera (CHIAVERINI, V., 2002).....	23
Figura 3.10 – Diâmetro crítico ideal em função do teor de carbono e do tamanho de grão austenítico para ligas ferro-carbono. (Adaptado de REED-HILL, R.E., 1992).....	25
Figura 3.11 – Temperatura M_i como função da percentagem em peso de carbono no aço. A faixa de composição das placas e ripas de martensita também são mostradas. (Adaptado de KRAUSS, G. ,1989).....	25
Figura 3.12 – Esquema da curva de resfriamento e aquecimento ilustrando o tratamento de têmpera e revenimento. (Adaptado de BARANI <i>et al.</i> , 2005).....	27

Figura 3.13 – Variação da dureza com a temperatura de revenimento para aço carbono ilustrando as principais etapas do tratamento. Tempo de revenimento:1h (Adaptado de HONEYCOMBE, 1995).....	30
Figura 3.14 – Efeito da temperatura de revenimento na dureza de três aços com diferentes teores de carbono. (Adaptado de REED-HILL, R.E., 1992).....	31
Figura 3.15 – Acréscimo de dureza em função de adição de determinados elementos de liga e dos seus respectivos teores para uma liga FeC na temperatura de revenimento de 540°C (Adaptado de KRAUSS, G. 1989).....	34
Figura 3.16 – Curva de limite de resistência em função da temperatura de revenimento para três tipos de aço CrSi com e sem adição de vanádio utilizados para fabricação de molas (Adaptado de OLIVEIRA, D. <i>et al.</i> , 2003).....	35
Figura 3.17 – (a) Morfologia e distribuição das partículas de VC em imagem obtida por microscopia eletrônica de transmissão, e (b) resultado de EDX (temperatura de revenimento: 300°C) (LEE, C.S. <i>et al.</i> , 1997)..	36
Figura 3.18 – Curva de variação de limite de resistência e limite de escoamento em função da temperatura de revenimento para um aço CrSi + V utilizado na fabricação de molas de suspensão (Adaptado de LEE, C.S. <i>et al.</i> , 1997).....	37
Figura 3.19 – Imagens de microscopia eletrônica de transmissão mostrando (a) carboneto ϵ , (b) cementita contendo Cr e V (réplica); e (c) resultado de EDX da cementita contendo Cr e V (temperatura de revenimento: 350°C) (LEE, C.S. <i>et al.</i> , 1997).....	38
Figura 3.20 – Curva de variação de dureza em função da temperatura de revenimento para um aço CrSi + V utilizado na fabricação de molas de suspensão (Adaptado de LEE, C.S. <i>et al.</i> , 1997).....	39
Figura 3.21 – Curva de variação de redução de área e alongamento em função da temperatura de revenimento para um aço CrSi + V utilizado na fabricação de molas de suspensão (Adaptado de LEE, C.S. <i>et al.</i> , 1997).....	40

Figura 4.1	– Geometria e dimensões do corpo de prova a ser utilizado no ensaio de tração.....	43
Figura 4.2	– Exemplo de curva dilatométrica para um aço SAE 9254 (BORATTO, F. , 2002).....	44
Figura 4.3	– Forno tipo mufla com controlador digital Analógica.....	45
Figura 5.1	– Microestrutura da seção transversal dos fios-máquina com diâmetro de 12,70mm dos dois tipos de aços em estudo. Ataque Nital 2%. Aumento 200X. (MO).....	47
Figura 5.2	– Microestrutura da seção transversal do fio-máquina com diâmetro de 12,70mm do aço “Padrão”. Ataque Nital 2%. Aumento 2500X. (MEV).....	48
Figura 5.3	– Microestrutura da seção transversal do fio-máquina com diâmetro de 12,70mm do aço “Padrão + V”. Ataque Nital 2%. Aumento 2500X. (MEV).....	48
Figura 5.4	– Seção transversal dos fios-máquina com diâmetro de 12,70mm, polida e não atacada dos aços em estudo. Aumento 200X. (MO).....	49
Figura 5.5	– Corpos de prova usinados a partir de amostras de fio-máquina e barra trefilada e utilizadas para avaliação das propriedades mecânicas dos aços.....	50
Figura 5.6	– Corpo de prova pronto para ser ensaiado, preso nas garras da máquina de tração com o extensômetro acoplado.....	51
Figura 5.7	– Curva tensão <i>versus</i> deformação típica para os fios-máquina dos aços em estudo.....	53
Figura 5.8	– Curva dilatométrica do aço “Padrão + V” para uma taxa de resfriamento de 1°C/s indicando as principais temperaturas de transformação de fase.....	55
Figura 5.9	– Curva dilatométrica de aquecimento dos aços “Padrão” e “Padrão + V” no estado laminado a uma taxa média de 10°C/s.....	56
Figura 5.10	– Curva dilatométrica de resfriamento dos aços “Padrão” e “Padrão + V” a uma taxa constante de 1°C/s.....	56

Figura 5.11 – Curva dilatométrica de resfriamento dos aços “Padrão” e “Padrão + V” a uma taxa constante de 9°C/s.....	57
Figura 5.12 – Tamanho de grão austenítico (TGA) em função do tempo, para uma temperatura de austenitização de 920° C.....	59
Figura 5.13 – Tamanho de grão austenítico (TGA) do aço “Padrão”, para uma temperatura de austenitização de 920° C e um tempo de austenitização de 15 minutos. 200x. (MO).....	60
Figura 5.14 – Tamanho de grão austenítico (TGA) do aço “Padrão + V”, para uma temperatura de austenitização de 920° C e um tempo de austenitização de 15 minutos. 200x. (MO).....	60
Figura 5.15 – Corpos de prova com o termopar acoplado prontos para serem colocados no forno para tratamento de têmpera e revenimento.....	61
Figura 5.16 – Curva de aquecimento das amostras para o tratamento de revenimento por 60 minutos a uma temperatura de 382°C.....	61
Figura 5.17 – Curva de limite de resistência à tração (R_m) dos aços “Padrão” e “Padrão + V” obtida após o tratamento de revenimento.....	62
Figura 5.18 – Curva de dureza HRC dos aços “Padrão” e “Padrão + V” obtida após o tratamento de revenimento.....	62
Figura 5.19 – Correlação entre o limite de resistência (R_m) e a dureza HRC para o aço “Padrão”.....	64
Figura 5.20 – Correlação entre o limite de resistência (R_m) e a dureza HRC para o aço “Padrão + V”.....	65
Figura 5.21 – Curva de ductilidade dos aços “Padrão” e “Padrão + V” obtida após o tratamento de revenimento.....	66
Figura 5.22 – Microestrutura do aço 55SiCr6 temperado e revenido (1h, T= 350°C). Ataque Nital 2%. (Adaptado de BARANI <i>et al.</i> , 2005).....	68
Figura 5.23 – Microestrutura do aço 55SiCrV6 temperado e revenido (1h, T= 350°C). Ataque Nital 2%. (Adaptado de BARANI <i>et al.</i> , 2005).....	68
Figura 5.24 – Curva de redução de área na estrição (Z) em função de várias temperaturas de revenimento para os aços 55SiCr6 e 55SiCrV6 (Adaptado de BARANI <i>et al.</i> , 2005).....	69

Figura 5.25 – Microestrutura da seção transversal do corpo de prova do aço “Padrão” temperado e revenido (1h, T= 382°C). Ataque Nital 2%. Aumento 1000X. (MO).....	70
Figura 5.26 – Microestrutura da seção transversal do corpo de prova do aço “Padrão + V” temperado e revenido (1h, T= 382°C). Ataque Nital 2%. Aumento 1000X. (MO).....	70
Figura 5.27 – Microestrutura da seção transversal do corpo de prova do aço “Padrão” temperado e revenido (1h, T= 382°C). Ataque Nital 2%. Aumento 2500X. (MEV).	71
Figura 5.28 – Microestrutura da seção transversal do corpo de prova do aço “Padrão + V” temperado e revenido (1h, T= 382°C). Ataque Nital 2%. Aumento 2500X. (MEV).	71
Figura 5.29 – Combinação das propriedades de resistência mecânica e ductilidade dos aços “Padrão” e “Padrão + V” nas diferentes temperaturas de revenimento.....	72
Figura 5.30 – Superfície de fratura do corpo de prova do aço “Padrão” testado após tratamento de têmpera e revenimento (1h, T = 382°C). 20X.....	73
Figura 5.31 – Superfície de fratura do corpo de prova do aço “Padrão + V” testado após tratamento de têmpera e revenimento (1h, T = 382°C). 20X.....	73
Figura 5.32 – Microfractografia da região central da superfície de fratura do corpo de prova do aço “Padrão” testado após tratamento de têmpera e revenimento (1h, T = 382°C). 2000X (MEV).....	74
Figura 5.33 – Microfractografia da superfície de fratura do corpo de prova do aço “Padrão” testado após tratamento de têmpera e revenimento (1h, T = 382°C). 2000X (MEV).....	75

LISTA DE TABELAS

TABELA III.1 – Distribuição geral dos elementos de liga nos aços. (MODENESI P.J. <i>et al.</i> , 1999).....	3
TABELA III.2 – Produtos de Solubilidade do titânio, nióbio e vanádio no estado líquido e sólido (austenita e ferrita). (Adaptada de HERNÁNDEZ, C.A. <i>et al.</i> , 1992).....	8
TABELA III.3 – Dados de auto-difusão do vanádio na ferrita e na austenita* (Adaptada de WOODHEAD, J. H., 2000).....	10
TABELA III.4 – Dados para cálculos dos produtos de solubilidade dos carbonetos e nitretos de vanádio na ferrita e na austenita para uma determinada temperatura (Adaptada de WOODHEAD, J. H., 2000).....	12
TABELA III.5 – Comparação de propriedades mecânicas de aços para molas de suspensão Cr-V e Cr-Si (Adaptada de MUHR, T., 1992).....	18
TABELA III.6 – Composição química nominal de um aço SAE 9254 alto carbono ligado ao Cr e Si (% em peso) – Norma SAE J404.....	18
TABELA III.7 – Composições química típicas de aços CrSiV utilizados para fabricação de molas de suspensão.....	19
TABELA IV.1 – Composição química dos aços CrSi a serem estudados (% em peso).....	41
TABELA V.1 – Propriedades mecânicas dos aços nas condições de fio-máquina e barra trefilada*.....	51
TABELA V.2 – Teste de hipótese t de Student para avaliação estatística da diferença entre as medidas de R_m da barra trefilada dos dois tipos de aços considerando a variabilidade encontrada.....	52
TABELA V.3 – Comparativo de propriedades mecânicas (R_m e Z) de amostras usinadas e amostras não-usinadas dos dois tipos de aço em estudo.....	54
TABELA V.4 – Comparativo de propriedades mecânicas (R_m e Z) de amostras usinadas e amostras não-usinadas dos dois tipos de aço em estudo.....	54

TABELA V.5 – Comparativo das temperaturas de transformação de fase determinadas pelas curvas de dilatométrica dos dois tipos de aço em estudo.....	57
TABELA V.6 – Teste estatístico para verificação da significância da diferença entre os TGA's encontrados para os dois tipos de aços em estudo.....	59
TABELA V.7 – Teste estatístico para verificação da significância da diferença entre os R_m 's encontrados para os dois tipos de aços em estudo...	63
TABELA V.8 – Teste estatístico para verificação da significância da diferença entre os Z 's encontrados para os dois tipos de aços em estudo.....	67

LISTA DE NOTAÇÕES

A	=	Alongamento total (%)
MEV	=	Microscopia eletrônica de varredura
MET	=	Microscopia eletrônica de transmissão
R_m	=	Limite de Resistência (MPa)
$R_{p0,2}$	=	Limite de escoamento convencional a 0,2% de deformação (MPa)
T	=	Temperatura
Z	=	Redução percentual de área na estrição (%)
SAE	=	Society of Automotive Engineers
NBR	=	Norma Brasileira
TGA	=	Tamanho de grão austenítico
ε	=	Carboneto épsilon

RESUMO

A variação das propriedades mecânicas de dois aços nas várias etapas de fabricação de molas de suspensão foi caracterizada comparativamente neste trabalho com o objetivo de se determinar a influência da adição de vanádio neste fenômeno.

Este trabalho também determinou as melhores condições de revenimento deste aço com composição química modificada que otimizem o valor das propriedades mecânicas desejadas.

Amostras foram retiradas de cada etapa de fabricação da mola e as propriedades mecânicas de tração e dureza foram medidas. O tratamento de revenimento das amostras temperadas foi feito em várias temperaturas objetivando avaliar a ocorrência de endurecimento secundário. O estudo foi feito de forma comparativa analisando-se simultaneamente o aço com composição química modificada em relação ao aço com composição química padrão.

Foram ainda efetuados ensaios dilatométricos nas amostras dos dois tipos de aços visando determinar as temperaturas de transformações de fase e melhor entendimento do processo de revenimento.

A microestrutura do aço foi caracterizada por microscopia ótica e as superfícies de fratura relativas às diferentes condições de tratamento foram analisadas com estereoscópio e através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), para caracterização de seus aspectos macro e microscópicos, respectivamente, visando à identificação dos mecanismos de fratura relativos às diferentes condições de tratamento térmico.

Os resultados obtidos evidenciaram que a adição de vanádio é um método eficiente quando se deseja aumentar a resistência mecânica das molas de suspensão sem prejuízo das propriedades de ductilidade. Com isso, torna-se possível a fabricação destes componentes mecânicos mais leves reduzindo, conseqüentemente, o peso dos automóveis, fato que vem sendo uma demanda constante da indústria automotiva.

ABSTRACT

This work contributes to the understanding of the variation in the mechanical properties in all processes of the suspension springs production if the steel chemical composition have been modified. It studied the change in the chemical composition of high carbon steel alloyed with Cr and Si through the vanadium addition working as a microalloying element. These processes include the wire rod production, the drawn bar fabrication and the suspension spring coiling in the quenched and tempered condition.

This work evaluated the better conditions of the tempering treatment for this steel with modified chemical composition to optimize the desired mechanical properties.

The specimens were obtained in each single process of spring production and the mechanical properties and hardness properties were measured. The tempering treatment of the quenched samples was made in several temperatures to evaluate the occurrence of secondary hardening. The tests were done in a comparative way, analyzing simultaneously the chemical composition modified steel and the standard chemical composition steel.

Dilatometric tests were done in the specimens to measure the phase transformation temperatures and to better knowledge of the tempering process.

The steel microstructure was characterized by optical microscopy and the fracture surfaces related to the different treatments were analyzed by stereoscopy and scanning electron microscopy (SEM), to characterize their macro and microscopic aspects, respectively, aiming to identify the fracture mechanisms related to the different conditions of thermal treatment.

The results have shown that the vanadium addition is an effective method to improve the mechanical strength of the suspensions springs without ductility loss. So, it will be possible to produce these mechanical components with lower weight, reducing the automobile's total weight, a request of the automotive industry.

1. INTRODUÇÃO

Recentemente, várias pesquisas têm sido feitas no intuito de desenvolver componentes de automóveis mais leves para se atingir os requisitos de redução de peso e conseqüente economia de combustível e de energia. Com isso, torna-se possível uma menor emissão de poluentes atmosféricos, que hoje é uma demanda da sociedade em geral.

Um dos componentes em que o peso pode ser reduzido no automóvel é a mola de suspensão. A redução de peso das molas de suspensão para um mesmo nível de carga aplicada implica no desenvolvimento de aços de mais alta resistência, com propriedades mecânicas melhoradas, sem a degradação de outras propriedades importantes das molas, como a ductilidade, a resistência à relaxação e a tenacidade.

O aço SAE 9254, norma SAE J404, é amplamente utilizado na fabricação de molas de suspensão, a partir de barras trefiladas, devido a possuir excelentes propriedades de resistência mecânica, resistência a fadiga e tenacidade na condição de temperado e revenido. Os aços SAE da série 92xx são classificados, segundo a norma, como aços carbono com teores de silício (1,2 - 2,0%), cromo (0,55%) e/ou manganês (0,55%).

Existem várias formas de se aumentar a resistência mecânica dos aços e, conseqüentemente, da mola de suspensão. Uma das formas utilizadas para atingir estes requisitos de aumento de resistência é a adição de elementos microligantes como nióbio e vanádio. Estes elementos aumentam a resistência dos aços através do mecanismo de endurecimento por precipitação tanto na etapa de fabricação do fio-máquina quanto na etapa de têmpera e revenimento.

Este trabalho foi realizado visando-se avaliar o efeito da adição de vanádio ao aço de médio/alto teor de carbono SAE 9254 produzido atualmente pela Belgo-Arcelor Brasil e objetivando-se determinar as melhores condições de beneficiamento de maneira a otimizar as propriedades mecânicas deste aço com composição química modificada.

2. OBJETIVOS

Este trabalho visa à produção de um aço para mola de suspensão com adição de vanádio, que apresente um aumento da resistência mecânica após têmpera e revenimento em relação ao aço SAE 9254, sem comprometimento das outras propriedades mecânicas.

Os objetivos específicos são:

- Obtenção de fio-máquina de 12,70mm de diâmetro do aço SAE 9254 com média de 0,20% de vanádio (% em peso) com limite de resistência superior a 1100MPa e redução de área superior a 40%;
- Determinação das condições de revenimento para o aço com composição modificada que otimizem as propriedades de resistência e ductilidade.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. ELEMENTOS DE LIGAS NOS AÇOS

Nos aços, os elementos de liga podem formar solução sólida com o ferro, formar carbonetos e carbonitretos ao ligar-se com o carbono e nitrogênio, além de ser possível a formação de inclusões não metálicas e compostos intermetálicos. A Tabela III.1 mostra a distribuição geral dos elementos de liga nos aços.

Tabela III.1 – Distribuição geral dos elementos de liga nos aços. (MODENESI P.J. *et al.*, 1999)

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	

Quando o elemento de liga forma uma solução sólida com o ferro, esta pode ser uma solução sólida intersticial ou substitucional. 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 silício, cromo e manganês, entre outros.

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. Existem evidências, como o aço inoxidável austenítico, em que a afirmativa anterior não é verdadeira.

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 partículas finas 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 aliada a uma boa tenacidade. Um exemplo de elemento formador de carbonitreto que precipita no contorno de grão e aumenta a resistência do aço é o vanádio. Os aços com a presença destes elementos são denominados aços microligados e será destinado um capítulo inteiro para a revisão bibliográfica dos mesmos.

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 e da aplicação dos aços, elas podem melhorar ou piorar as propriedades do aço.

3.2 – AÇOS MICROLIGADOS

Aços microligados vêm sendo desenvolvidos durante os últimos 40 anos e vêm se transformando em uma importante classe de materiais de alta resistência. Apesar destes desenvolvimentos, o consumo total de aços microligados é atualmente estimado em apenas 10 a 15% da produção mundial de aços, quantia equivalente a aproximadamente 150 milhões de toneladas. Com isso, há um grande potencial de crescimento, pois são materiais que geram fortes benefícios econômicos, tanto para os produtores quanto para os consumidores de aço. (KORCHINSKY, 2002).

Conforme definição de TITHER, G. (2001), aços microligados são, na maioria dos casos, de baixo e médio carbono contendo pequenas quantidades adicionadas de elementos de liga, tais como vanádio, nióbio e titânio. Estes elementos podem ser adicionados de forma isolada ou combinada. O desenvolvimento dos aços microligados tem, basicamente, como objetivos principais o(a):

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

O sucesso dos aços microligados é devido a estes dois mecanismos de endurecimento complementares: o refino do grão e o endurecimento por precipitação, que propiciam um aumento da resistência mecânica dos aços sem prejuízo das propriedades de tenacidade.

3.2.1 Endurecimento por Refino de Grão

O crescimento de grão ocorre em metais e ligas policristalinas para uma dada temperatura devido à necessidade de se atingir a condição de equilíbrio. Esta condição requer que o contorno de grão reduza a curvatura e encontre 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. (DINIZ, E., 2005)

Como a tendência de crescimento de grão está presente nos aços, é importante entender que esta tendência pode ser diminuída ou eliminada pela presença de forças apropriadas que inibam o movimento do contorno. Quando um contorno de grão intercepta uma partícula, uma parte do contorno é eliminada. 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 denominada 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, descrita por DINIZ, E. (2005):

$$r_c = 6 R_0 f [\pi(3/2 - 2/Z)]^{-1} \quad (3.1)$$

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 podem suprimir o crescimento.

As partículas mais adequadas para a inibição do crescimento de grão são aquelas que têm um pequeno tamanho de grão com alta fração volumétrica. Isto requer que os elementos de liga que formam 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.

3.2.2 Endurecimento por Precipitação

Um endurecimento significativo é causado pela precipitação de carbonetos e carbonitretos dos elementos microligantes na ferrita. Como a solubilidade destes elementos de liga formadores destes compostos na ferrita é muito menor do que na austenita, há uma supersaturação destes compostos, que é a força-motriz para a precipitação.

A precipitação destes compostos de dureza elevada são barreiras e agem como obstáculos para o movimento das deslocações, aumentando a resistência mecânica à deformação do aço.

O endurecimento é tanto maior quanto maior a fração volumétrica destes precipitados e quanto menor for o tamanho dos precipitados. O endurecimento, conforme descrito no trabalho de HERNÁNDEZ, C.A. *et al.* (1992), é dado pela equação:

$$\sigma = k (g)^{1/2} / R \quad (3.2)$$

onde R é o raio dos precipitados em Å, g é a fração volumétrica do precipitado e k é uma constante da ordem de 50000.

Conforme já relatado, a fração volumétrica dos precipitados é função da composição dos mesmos e do produto de solubilidade a uma determinada temperatura. Em condições de equilíbrio, a seguinte reação química representa a dissolução de carbonetos e nitretos:



onde M é o elemento microligante (vanádio, nióbio ou titânio), I representa o elemento intersticial (carbono ou nitrogênio) e os colchetes ([]) indicam os elementos dissolvidos no aço. Nos aços microligados, os coeficientes de atividade se consideram iguais à unidade. Portanto, a constante de equilíbrio, que nestas condições é denominada produto de solubilidade, é expressa como se segue:

$$\text{Log } [\%M] [\%I]^n = - A/T + B \quad (3.4)$$

onde T é a temperatura absoluta (em graus K) e A e B são constantes relacionadas com a entalpia e a entropia de formação.

Na Tabela III.2 são mostrados alguns dos produtos de solubilidade registrados na bibliografia (HERNANDEZ, C.A. *et al.*, 1992). Pela análise da tabela, é possível verificar que existem várias informações para um mesmo composto. Isto se deve, principalmente, às dificuldades experimentais, em virtude do grande número de interações existentes de acordo com a composição química do aço experimental.

Tabela III.2 – Produtos de Solubilidade do titânio, nióbio e vanádio no estado líquido e sólido (austenita e ferrita). (Adaptada de HERNÁNDEZ, C.A. *et al.*, 1992)

Tipo	Estado Líquido	Austenita	Ferrita
Nitreto			
Ti	-16440/T + 6,19	-15790/T + 5,40	-18420/T + 6,40
	-16586/T + 5,9	-15188/T + 3,93	-16586/T + 5,90
	-19800/T + 7,78	-15020/T + 3,82	-17611/T + 5,18
	-17040/T + 6,40	-8000/T + 0,32	
	-17964/T + 6,77	-3000/T - 2,20	
		-7000/T + 1,51	
Nb	-12136/T + 5,88	-8500/T + 2,80	-12170/T + 4,91
		-10150/T + 3,79	
		-9029/T + 3,394	
V		-8700/T + 3,63	
Carboneto			
Ti		-10475/T + 5,33	-12400/T + 4,76
		-10580/T + 4,38	
		-7000/T + 2,75	
		-6880/T + 2,53	
		-10500/T + 5,02	
Nb		-7900/T + 3,42	-9830/T + 4,33
		-7020/T + 2,81*	
		-10337/T + 4,967	
V		-9500/T + 6,72	-7050/T + 4,24
		-6560/T + 4,45**	

* Determinado para o composto [Nb] [C]^{0,87}

** Determinado para o composto [V] [C]^{0,75}

Pela regra geral, os produtos de solubilidade na fase líquida são suficientemente elevados para colocar em solução total os elementos microligantes nas quantidades normalmente presentes no aço.

Geralmente, o produto de solubilidade na austenita é menor, dada uma mesma temperatura, para a formação de nitretos do que para formação de carbonetos, qualquer que seja o elemento microligante adicionado (Nb, Ti ou V) conforme pode ser visualizado na figura 3.1

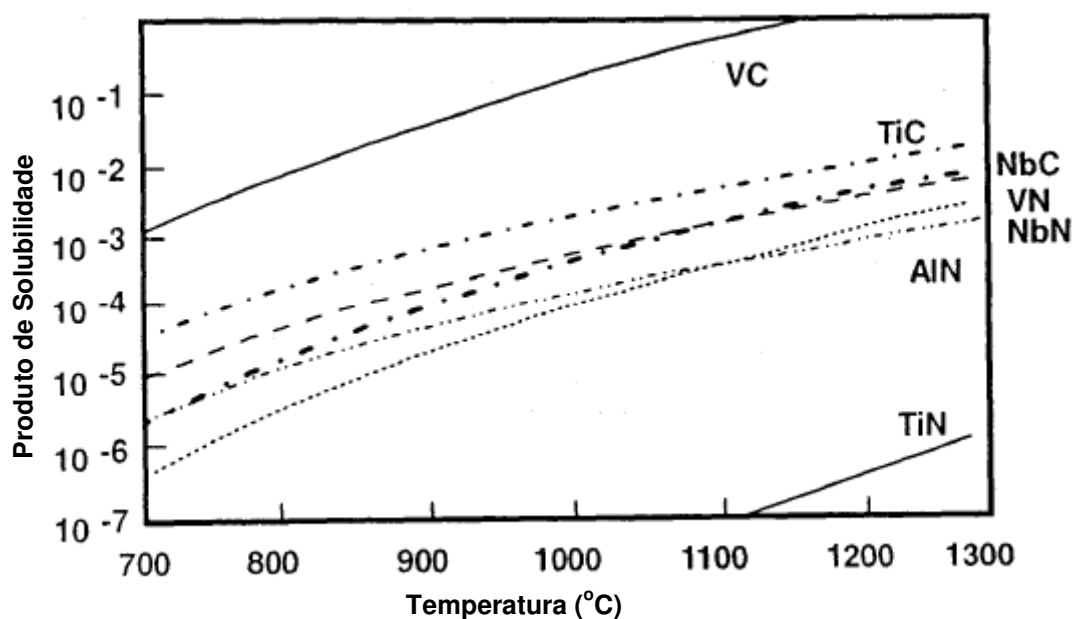


Figura 3.1 – Produtos de solubilidade de carbonetos e nitretos de vários elementos microligantes na austenita (Adaptado de MORRISSON, W.B., 2000)

Para determinados conteúdos de carbono nos aços, somente os carbonetos de vanádio estão em solução na austenita a temperaturas relativamente baixas (900 – 1000°C). Por exemplo, um aço com 0,15% de carbono e conteúdo de nitrogênio desprezível poderia dissolver 0,1% de vanádio a 808°C, enquanto que com 0,04% de nióbio, seria necessária uma temperatura de 1152°C para uma dissolução completa.

O aumento do teor de carbono, para um determinado teor de elemento microligante, implica também em um aumento da temperatura de dissolução. Por exemplo, um aço com 0,45% de carbono e 0,1% de vanádio não terá uma dissolução completa dos carbonetos a uma temperatura aproximada de 905°C. Para efeito comparativo, com o mesmo teor de carbono e 0,04% de nióbio, seria necessário aquecer até 1300°C para a dissolução completa dos carbonetos.

Para uma mesma temperatura, os produtos de solubilidade na ferrita são menores em até uma ordem de grandeza em relação à austenita. Isto implica que, ao formar-se, a ferrita estará supersaturada e acontecerá a precipitação, geralmente na interface das fases austenita-ferrita, onde as partículas se precipitariam em uma geometria planar (precipitação de interfase).

3.3. VANÁDIO E SUA UTILIZAÇÃO NOS AÇOS

Conforme descrito, os elementos microligantes mais utilizados são nióbio (Nb), titânio (Ti) e vanádio (V). Dentre estes, o vanádio é o elemento preferido, principalmente para aços de maior teor de carbono, por algumas razões. A mais importante refere-se à solubilidade alta dos carbonetos VC e carbonitreto V(C,N) quando comparada com os outros elementos permitindo que o vanádio esteja em solução durante o processo de reaquecimento anterior à laminação. Temperaturas normais de reaquecimento (1150 a 1250°C) são suficientes para a dissolução de todos os carbonetos e carbonitreto de vanádio. Como resultado, o endurecimento por adição de vanádio é proporcional à quantidade de vanádio adicionada. Esta relação linear entre adição de vanádio e aumento de resistência é extremamente útil para se estimar a quantidade de liga a ser adicionada de maneira a atingir os objetivos referentes ao aumento da resistência. (GLODOWSKI, R.J., 2000)

O vanádio é um elemento de peso atômico 50,942g/mol que, quando está com 99,998% de pureza apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado com um parâmetro de rede de 3,0231Å na temperatura ambiente. Seu ponto de fusão é em torno de 1900° C.

Os coeficientes de difusão do vanádio, quando em soluções diluídas, na ferrita e na austenita podem ser calculados para qualquer temperatura através da equação 3.5 e dos valores da energia de ativação e da constante D_0 descritos na literatura e apresentados na Tabela III.3.

$$D = D_0 \exp [- Q / RT] \quad (3.5)$$

Tabela III.3 – Dados de auto-difusão do vanádio na ferrita e na austenita* (Adaptada de WOODHEAD, J. H., 2000)

	Q (kJ/mol)	D_0 (mm ² /s)
Ferrita (α)	242 ± 2	398 ± 75
Austenita (γ)	293 ± 4	365 ± 140

*Os erros correspondem à um desvio-padrão

Considerando o diagrama ternário do sistema ferro-carbono-vanádio, o aspecto relevante principal aos aços refere-se à redução da solubilidade do carbono na austenita devido à formação dos carbonetos de vanádio (VC).

A afinidade alta do vanádio por carbono e nitrogênio e a solubilidade baixa dos carbonetos e dos nitretos são responsáveis pelos principais efeitos nas propriedades dos aços em consequência da adição de vanádio. Tanto o carboneto quanto o nitreto apresentam uma estrutura cristalina cúbica de face centrada e são comumente representados por VC e VN. Entretanto, por possuírem defeitos cristalinos em sua estrutura onde algumas posições de carbono e nitrogênio não estão preenchidas, a estequiometria dos compostos varia de $VX_{0,75}$ a VX , onde X pode ser o carbono ou o nitrogênio. Nos aços, a composição dos carbonetos tende para a faixa inferior e este é usualmente denominado como V_4C_3 . O mais correto seria denominá-lo como VC_{1-x} , mas usaremos VC para enfatizar a sua cristalografia. Já o nitreto tende ao limite superior da faixa e é usualmente descrito como VN. Os dois compostos podem interagir-se, portanto carbonitreto de composições variáveis VC_xN_y com a restrição de que $x + y$ esteja entre 0,75 e 1, são geralmente encontrados nos aços. (WOODHEAD, J.H., 2000)

Os parâmetros de rede dos vários compostos foram estabelecidos por BRAUER e SCNHELL (1964), onde nos carbonetos variam de 4,1285Å para o $VC_{0,75}$ até 4,1686Å para o $VC_{0,92}$ e nos nitretos variam de 4,066Å para o $VX_{0,72}$ até 4,1398Å para o VN. Como esperado, os carbonitreto apresentam parâmetros de rede entre os valores mínimos e máximos descritos em função da composição dos mesmos. Experimentos de medição destes valores de parâmetro de rede ilustram claramente que é praticamente impossível classificar um composto com um carboneto ou um nitreto através de difratometria.

A solubilidade dos compostos na austenita e na ferrita, conforme já descrita, pode ser expressa pelo produto de solubilidade, que pode ser descrito para um composto do tipo AB_n , como:

$$\ln [A] [B]^n = P - Q/T \quad (3.6)$$

onde P e Q são constantes para qualquer par de solutos em um determinado solvente e T é a temperatura absoluta.

Para o carboneto de estequiometria $VC_{0,75}$ e para o nitreto de estequiometria VN e, conseqüentemente os produtos de solubilidade são $[V][C]^{0,75}$ e $[V][N]$, os valores das constantes P e T são descritos na Tabela III.4.

Tabela III.4 – Dados para cálculos dos produtos de solubilidade dos carbonetos e nitretos de vanádio na ferrita e na austenita para uma determinada temperatura (Adaptada de WOODHEAD, J. H., 2000)

	P	Q
VC_{0,75} na austenita	11,33	17660
VC_{0,75} na ferrita	13,02	21500
VN na austenita	5,23	16280
VN na austenita com 1,5%Mn	8,24	19180
VN na ferrita	5,64	18030

A variação dos produtos de solubilidade com a temperatura pode ser visualizados na Figura 3.2. A solubilidade do carboneto é muito maior do que a do nitreto, tanto na austenita quanto na ferrita. É interessante observar que a solubilidade do nitreto na austenita é inferior à solubilidade do carboneto na ferrita, dada uma mesma temperatura.

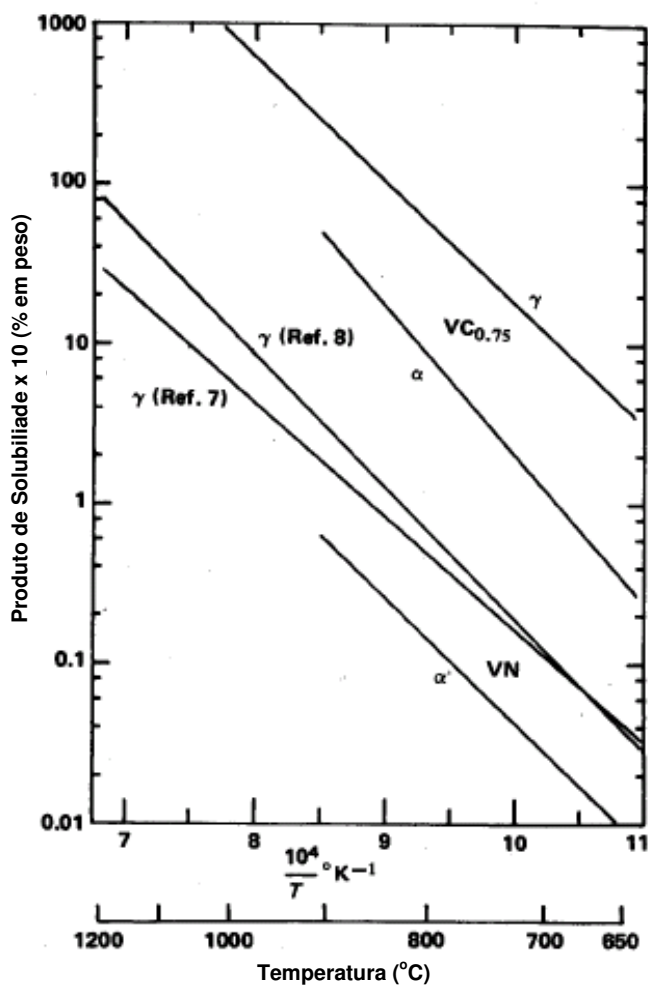


Figura 3.2 – Produtos de solubilidade dos carbonetos e nitretos de vanádio no ferro α e ferro γ (Adaptado de WOODHEAD, J. H., 2000)

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 vanádio precipitado é importante conhecer o processo de dissolução, pois se busca na austenitização anterior à laminação a quente, a maior solubilização possível. Limitando a análise da dissolução unidimensionalmente, é possível mostrar que a espessura de um precipitado varia, em função do tempo, segundo a equação 3.7, descrita por REED-HILL, R. E. (1992):

$$x(t) = x_0 - K(Dt)^{-1/2} \quad (3.7)$$

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.

Ocorre, então, nos aços microligados com vanádio a formação de precipitados (carbonetos, nitretos e carbonitretos) na matriz ferrítica. Estes precipitados dificultam o movimento das deslocações endurecendo o aço. Isto acontece quando os precipitados são finos ($<100\text{\AA}$).

Os precipitados de carbonitretos, responsáveis pelo efeito de endurecimento, são formados principalmente durante a transformação gama-alfa, e se encontram na ferrita proeutetóide e na ferrita da perlita, conforme mostra a figura 3.3 (MOTTISHAW *et al.*, 1992).

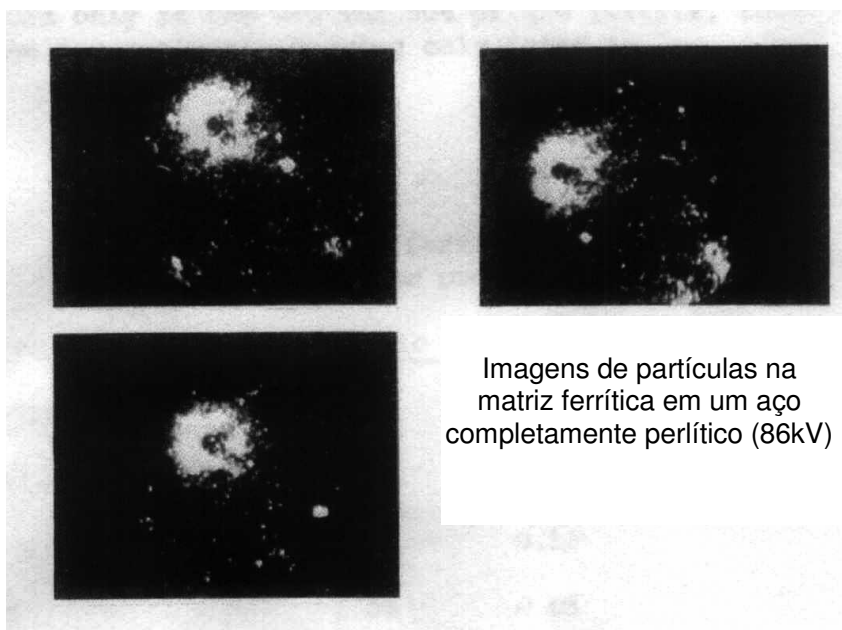


Figura 3.3 – Figuras de microscopia de campo iônico ilustrando os precipitados de VCN nas lamelas de ferrita em um aço perlítico (Adaptado de MOTTISHAW *et al.*, 1992)

Inicialmente, o desenvolvimento de aços microligados com vanádio foi feito nos aços de baixo teor de carbono ($< 0,25\%$), denominados HSLA (High-strength Low-Alloy Steels). O aumento do teor de carbono é o método mais econômico e usual quando se necessita de aços de maior resistência. Entretanto, efeitos colaterais de redução da

ductilidade e tenacidade são observados quando se aumenta o teor de carbono. Torna-se necessário, então, um balanceamento da composição química de acordo com as propriedades requeridas pelo produto final. (GLODOWSKI, R.J., 2000)

Há um limite prático para o aumento do teor de carbono, independente da aplicação. Se há ainda uma necessidade de melhora do desempenho do material, outros mecanismos de endurecimento devem ser considerados. Dos mecanismos conhecidos, o endurecimento por precipitação através da adição de um elemento microligante como o vanádio vem se tornando uma prática bastante difundida.

HAN (2001) comenta em seu trabalho que a adição de vanádio aumenta a resistência da perlita principalmente pela formação de precipitados na fase ferrítica. Em baixas temperaturas de transformação, o vanádio pode endurecer a ferrita pela formação de *clusters* muito pequenos com carbono, onde precipitação pequena de carboneto de vanádio pode ser detectada. Em temperaturas de transformação relativamente maiores, para as quais os carbonetos de vanádio são detectados por MET, os efeitos de endurecimento devem ser principalmente atribuídos ao endurecimento por precipitação clássico.

Uma característica microestrutural incomum de aço contendo vanádio é a ocorrência de filmes finos de ferrita ao longo dos contornos de grãos austeníticos prévios. Partículas de carbonetos ricos em vanádio nucleiam diretamente da fase austenita nos contornos de grão. O crescimento destas partículas empobrece em carbono as regiões próximas dos contornos de grão, e assim inibe a formação de cementita perlítica. No entanto, existem evidências de que a presença destes filmes não é prejudicial para as propriedades de tração do aço (CORDON *et al.*, 1983).

HAN *et al.* (2001) também comentam o efeito do vanádio na estabilidade da perlita deformada a frio. Os átomos intersticiais, especialmente nitrogênio, dissolvem na ferrita e podem causar redução significativa da ductilidade dos aços devido ao envelhecimento por deformação. Pela adição de vanádio, o nitrogênio dissolvido na ferrita pode ser removido pela formação de carbonitretos, e o envelhecimento por deformação do arame é minimizado.

Segundo YAMADA *et al.* (1983), o vanádio é um elemento que aumenta a resistência à relaxação das molas e é útil na prevenção de descarbonetação, pois diminui a atividade do carbono na austenita no processo de austenitização. O vanádio é adicionado ao aço com objetivo de refinar os grãos aumentando a tenacidade do material. Pequenos teores, menores do que 0,03% em peso, resultam em um efeito reduzido. Quantidades maiores do que 0,5% em peso não são favoráveis devido ao seu custo alto e dificuldades no processo de fabricação na aciaria.

3.4 AÇOS MÉDIO TEOR DE CARBONO PARA MOLAS DE SUSPENSÃO

As molas de suspensão são consideradas elementos de máquina que exigem cuidados excepcionais tanto no que se refere ao seu projeto, como em relação aos materiais de que são fabricados. As condições de serviço são, muitas vezes, extremamente severas, seja pelas cargas e tipos de esforços que irão suportar, sejam devido às temperaturas, meios corrosivos, vibrações, etc.

Com relação aos materiais de que são fabricados, esforços consideráveis vêm sendo feitos no desenvolvimento de aços médio teor de carbono de alto desempenho para atender as necessidades de redução de peso e de custo demandados pela indústria automotiva. Uma vez que a resistência à fadiga e a resistência à relaxação são propriedades importantes para estes aços, muitas investigações têm sido feitas de maneira a melhorar estas propriedades através de tratamentos térmicos efetivos (são geralmente produzidas em estruturas temperadas e revenidas), adição de elementos microligantes e/ou tratamentos termomecânicos.

Os requisitos principais para o fio-máquina de aços com médio a alto teor de carbono para fabricação de molas de suspensão especificam valores para o limite de resistência, a redução de área, além de valores mínimos de tolerâncias dimensionais. A área descarbonetada, assim como a qualidade superficial são outros dois requisitos importantes relacionados à qualidade do material.

Para se produzir molas com alta resistência à fadiga, é necessário aumentar o limite de resistência do fio-máquina sem, no entanto, ocorrer a perda de ductilidade. Os métodos para isso incluem a adição de elementos de liga e a redução da temperatura de revenimento.

A resistência à relaxação é melhorada através do aumento do limite de resistência do fio-máquina e através da resistência ao amaciamento que tende a ocorrer no processo de revenimento.

Inicialmente, para a fabricação destes componentes, utilizavam-se os aços carbono. Com a evolução da tecnologia de fabricação de veículos e a exigência de um desempenho cada vez melhor de seus componentes, foram desenvolvidos novos materiais, como os aços contendo elementos de liga como Mn, Cr, Si, e V. A figura 3.4 ilustra a variação no limite de resistência de um arame em função da adição de alguns elementos de liga.

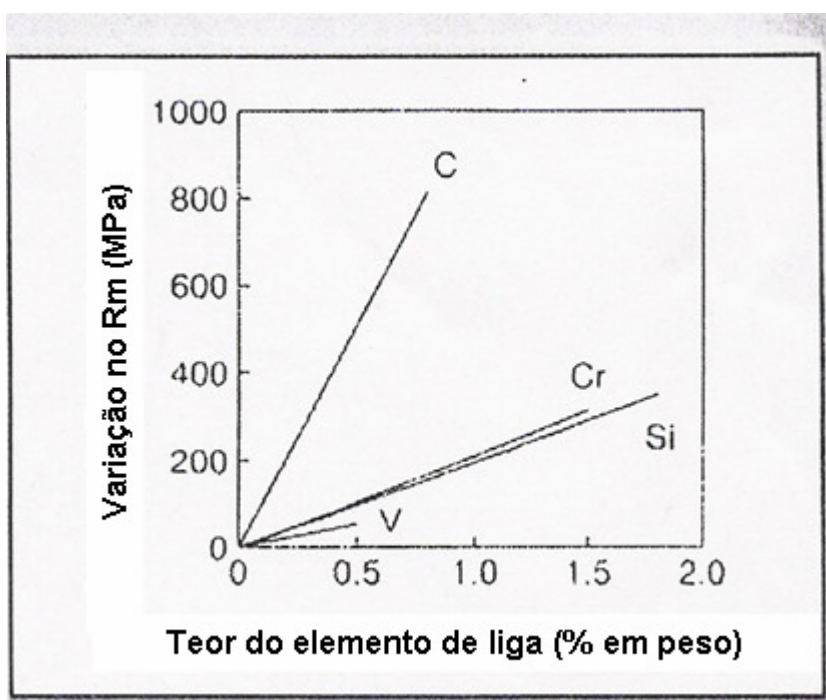


Figura 3.4 – Relação entre o teor dos elementos de liga e a variação no limite de resistência dos aços. Revenimento – 1h, T=450°C. (Adaptado de OKI, Y. *et al.*, 2001)

CHIAVERINI, V. (2002) afirma que os aços-liga, entre os quais os mais importantes para molas são os tipos Cr-V e Cr-Si, são recomendados sempre que se desejam molas para suportar tensões mais elevadas, principalmente a temperaturas superiores a ambiente, visto que apresentam melhores valores de limite de resistência à tração, de limites de escoamento e limite de fadiga, na estrutura final de martensita revenida.

A Tabela III.5, adaptada de MUHR, T. (1992), apresenta, para efeito de comparação, os valores das propriedades das molas de ligas de aço CrSi comparados aos das molas de aços CrV. Observa-se, pela análise dos dados, que as molas fabricadas com o aço CrSi apresentam melhores propriedades em relação às feitas com o aço CrV.

Tabela III.5 – Comparação de propriedades mecânicas de aços para molas de suspensão Cr-V e Cr-Si (Adaptada de MUHR, T., 1992)

Critério	CrV	CrSi	Comparação
Limite de Resistência	1600 – 1750MPa	1800 – 1950MPa	+
Tensões Internas (próximo à superfície)	-700MPa	-1100MPa	+
Tensões Internas (longe da superfície)	-200MPa	-250MPa	+
Resistência à fadiga (Ensaio de Wöhler)	397MPa	427MPa	+

+ resultados melhores em relação ao material ligado ao CrV

A composição típica de um aço médio/alto carbono com adições de cromo e silício denominado SAE 9254 para produção de fio-máquina para fabricação de molas de suspensão é mostrada na Tabela III.6.

TABELA III.6 – Composição química nominal de um aço SAE 9254 alto carbono ligado ao Cr e Si (% em peso) – Norma SAE J404

C	Mn	Si	Cr
0,51 – 0,59	0,60 – 0,80	1,20 – 1,60	0,60 – 0,80

NAM, W.J. e CHOI, C. apresentaram um aço CrSi com adição de vanádio que apresentou além de um maior limite de resistência, melhores propriedades de fadiga e resistência à relaxação. Com isso, possibilitaram-se melhores características e uma conseqüente redução do peso das molas de suspensão, em substituição ao aço convencional SAE9254.

O vanádio é um elemento efetivo quando se quer aumentar o limite de resistência e refinar a estrutura austenítica. Conforme relatado anteriormente, ele se precipita

dispersamente na matriz através de precipitados como VC e VN que previnem o coalescimento dos grãos austeníticos.

Além disso, o vanádio causa um fenômeno semelhante ao endurecimento secundário quando revenido acima de certa temperatura, resultando em uma resistência ao amaciamento no revenimento.

Vários aços CrSiV vem sido desenvolvidos nos últimos anos de maneira a acompanhar as principais demandas de redução de peso da indústria automotiva. A Tabela III.7 apresenta algumas composições químicas típicas destes tipos de aços.

TABELA III.7 – Composições química típicas de aços CrSiV utilizados para fabricação de molas de suspensão

Tipo	C		Si		Mn		Cr		V	
	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
SUP12V	0,58	0,63	1,35	1,60	0,35	0,65	0,40	0,70	0,15	0,25
58CrV4	0,55	0,62	0,15	0,40	0,70	1,10	0,90	1,20	0,10	0,25
92V45	0,43	0,50	1,15	1,45	1,10	1,35	0,45	0,65	0,12	0,17
45SCV6	0,43	0,53	1,30	1,80	0,60	0,90	0,40	0,80	0,10	0,20
SRS 60	0,55	0,65	1,35	1,65	0,35	0,65	0,40	0,70	0,15	0,25
HPM	0,48	0,54	1,70	2,00	0,60	0,80	0,15	0,35	0,15	0,25
54SiCrV6	0,51	0,59	1,20	1,60	0,60	0,80	0,60	0,90	0,15	0,25

Conforme CHIAVERINI, V. (2002), os aços para molas são de certo modo semelhantes aos aços comerciais comuns, com a diferença de demandarem um maior cuidado e um maior número de operações para a sua fabricação. Das propriedades mecânicas, as mais críticas dizem respeito aos limites de escoamento e de fadiga, que devem ser muito elevados. O valor elevado de limite de escoamento é obtido mediante tratamentos termo-mecânicos cuidadosos e bem estudados e o limite de fadiga alto é obtido também pela obtenção de uma superfície tanto quanto possível perfeita, isenta de irregularidades, tais como decarbonetação superficial, marcas de ferramentas, riscos de trefilação, pequenas fissuras, etc.. Dentre os defeitos superficiais, a decarbonetação apresenta o inconveniente de aumentar a tendência da mola a adquirir uma deformação permanente, além de reduzir o limite de fadiga.

A figura 3.5 mostra um esquema do sistema de suspensão de automóveis com seus vários componentes, incluindo as molas.

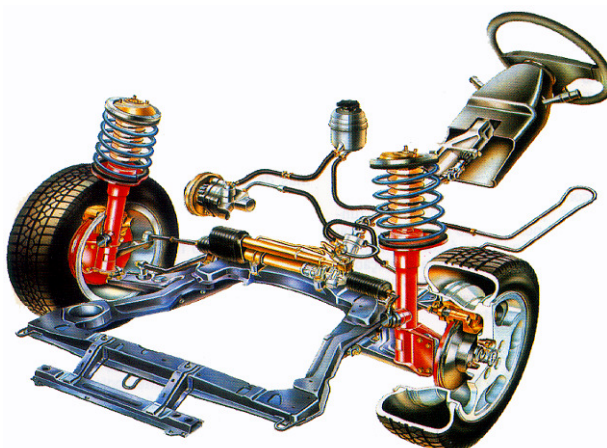


Figura 3.5 – Molas utilizadas no sistema de suspensão dos automóveis

3.5 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DAS MOLAS DE SUSPENSÃO

O processo de fabricação das molas de suspensão inicia-se pela fabricação do fio-máquina em uma Usina Siderúrgica, através de um processo integrado envolvendo redução, aciaria e laminação a quente, conforme fluxograma mostrado na figura 3.6.

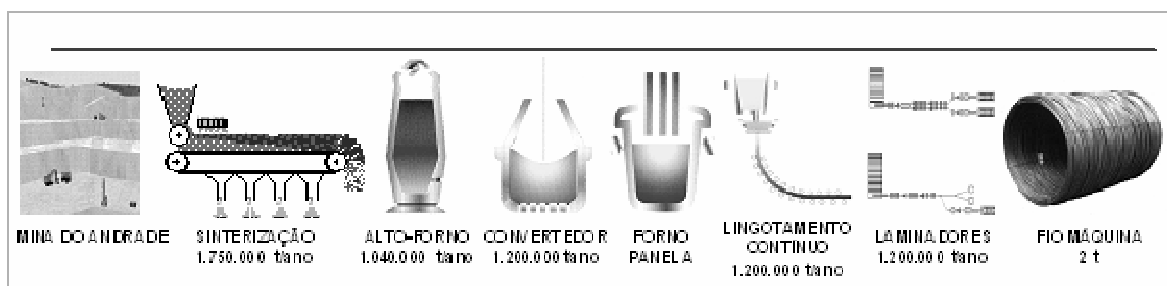


Figura 3.6 – Fluxograma de fabricação de fio-máquina para molas de suspensão

Após a etapa de fabricação do fio-máquina, este é trefilado em forma de barras de comprimentos e diâmetro pré-definidos, que serão posteriormente enroladas transformando-se em molas de suspensão.

As molas de suspensão geralmente são temperadas e revenidas objetivando-se obter propriedades conjugadas de resistência e tenacidade. Existem dois processos típicos para fabricação de molas de suspensão temperadas e revenidas: enrolamento a quente e enrolamento a frio.

No processo de enrolamento a quente, o fio-máquina é trefilado em forma de barras que são cortadas de acordo com o comprimento requerido pelo cliente. As barras são, então, austenitizadas a uma temperatura acima de A_{c3} . Depois de saírem do forno, as barras são enroladas a quente e resfriadas bruscamente em óleo. Após este processo, as molas são levadas a outro forno para serem revenidas. Este processo tem o tempo e temperatura controlada de acordo com as propriedades requeridas para determinado tipo de aplicação da mola. Após revenimento, as molas são submetidas a um recozimento de alívio de tensões, “presetting” e pintura para depois serem expedidas ao cliente. O fluxograma de fabricação das molas de suspensão pelo processo de enrolamento a quente é ilustrado na figura 3.7.

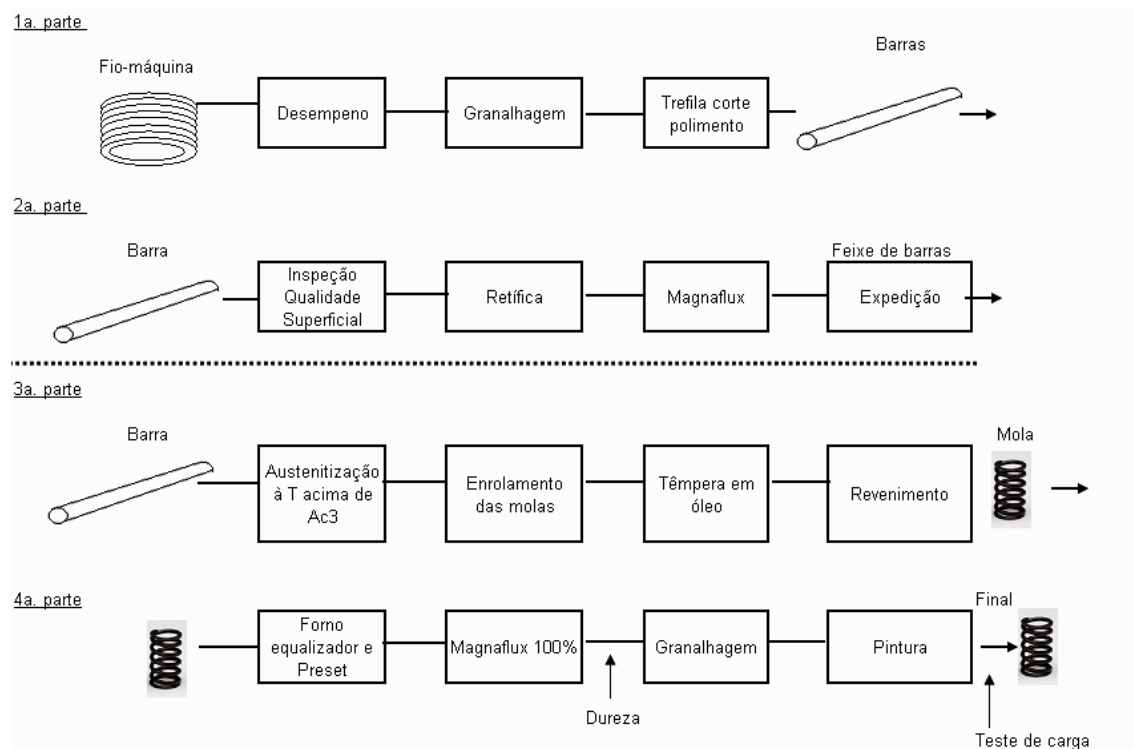


Figura 3.7 – Fluxograma de fabricação das molas de suspensão pelo processo de enrolamento a quente

No processo de enrolamento a frio, o fio-máquina passa por um processo de decapagem mecânica antes de ser trefilado. Após esta etapa, o arame passa através de uma bobina de indução, onde é aquecido até a temperatura requerida em poucos segundos. O arame é, então, temperado através de um resfriamento rápido e uniforme. Após ser revenido, também através de uma bobina de indução, o arame é

resfriado novamente, recebe uma camada protetiva superficial e é cuidadosamente estocado para posterior expedição. A bobina de indução para os tratamentos supracitados é ilustrada na figura 3.8.

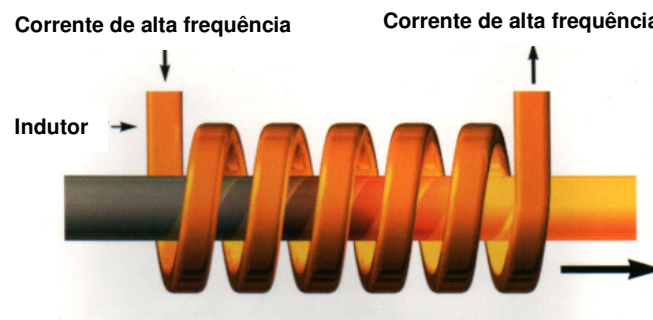


Figura 3.8 – Esquema da bobina de indução para tratamento térmico de aço para mola de suspensão enrolada a frio

O arame, temperado e revenido, entra em uma máquina para enrolamento da mola à temperatura ambiente, sendo submetido posteriormente a um tratamento para alívio de tensões e posteriores etapas de “presetting” e pintura.

A resistência das molas de suspensão é obtida através de transformação martensítica (têmpera) e posterior revenimento. Molas fabricadas a partir de fio-máquina com diâmetro maior que 10mm são normalmente enroladas a quente. (VERLAG, R., 1996).

3.5.1. Processo de Têmpera

A têmpera consiste no aquecimento do aço até uma temperatura superior à temperatura A_{c3} , seguida de resfriamento rápido. 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. Os meios de resfriamento utilizados dependem da temperabilidade dos aços e da forma e dimensões das peças submetidas à têmpera. A figura 3.9 esquematiza esta operação.

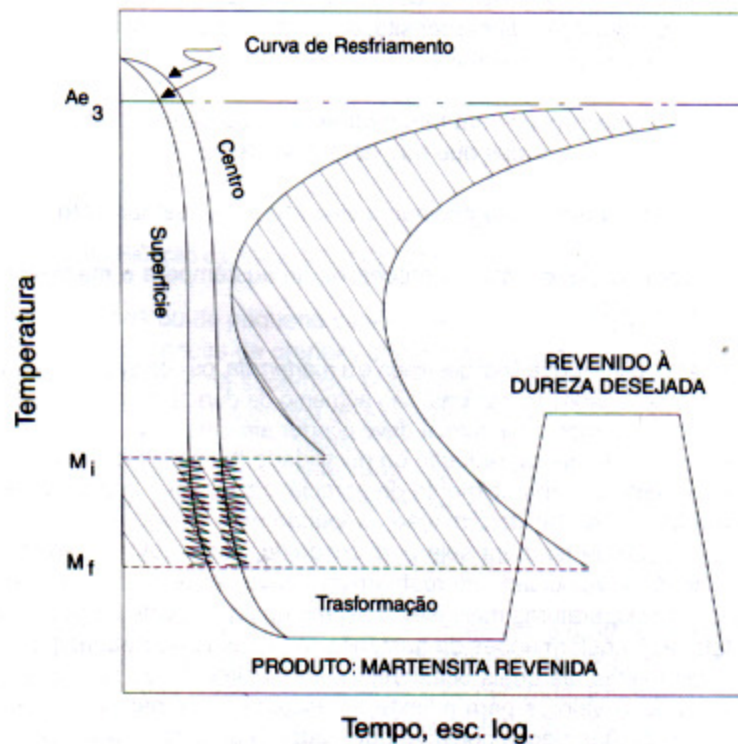


Figura 3.9 – Curva de resfriamento ilustrando o tratamento de têmpera (CHIAVERINI, V., 2002)

Como se procura nesta operação a obtenção de uma estrutura martensítica, deve-se fazer com que a curva de resfriamento passe à esquerda do cotovelo da curva de transformação, evitando-se assim a transformação da austenita em produtos envolvendo processos difusionais

Os objetivos dessa operação, sob o ponto de vista das propriedades mecânicas, são: aumento da dureza do aço e da sua resistência à tração. Resultam também da têmpera, a redução da ductilidade, da tenacidade e a presença de apreciáveis tensões internas que podem, se não bem controladas, ocasionarem deformação, empenamento e fissuração.

A martensita é um constituinte bastante resistente, mas é normalmente muito frágil. Então, torna-se necessário modificar as suas propriedades mecânicas através de um tratamento térmico na faixa de temperatura de 150 – 700°C. Este processo é denominado revenimento, que é descrito na seção 3.2.2, e a microestrutura resultante é denominada de martensita revenida.

De acordo com KRAUSS, G. (1989), a fragilidade da microestrutura martensítica é devido a diversos fatores entre os quais estão incluídas as distorções da rede causada pelos átomos de carbono nos sítios octaédricos da martensita, segregação de impurezas nos contornos de grãos austeníticos prévios, carbonetos formados e tensões residuais produzidas durante o processo de têmpera.

Três fatores influenciam diretamente a temperabilidade de um aço: tamanho de grão austenítico anterior ao aquecimento para têmpera, percentual de carbono e percentual de elementos de liga.

- 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 3.10 mostra a diminuição da temperabilidade com o refinamento do grão austenítico, através do diâmetro crítico Ideal.
- Percentual 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 3.10 mostra o aumento do diâmetro crítico ideal com o aumento do percentual de carbono do aço.
- Percentual de elementos de liga: O aumento do percentual de elementos de liga aumenta a temperabilidade dos aços, pois deve haver partição dos elementos de liga cuja difusividade é menor do que a do carbono, o que torna a transformação mais lenta. A presença destes elementos dificulta os processos difusionais, deslocando a curva TRC para a direita.

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 → martensita. A figura 3.11 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.

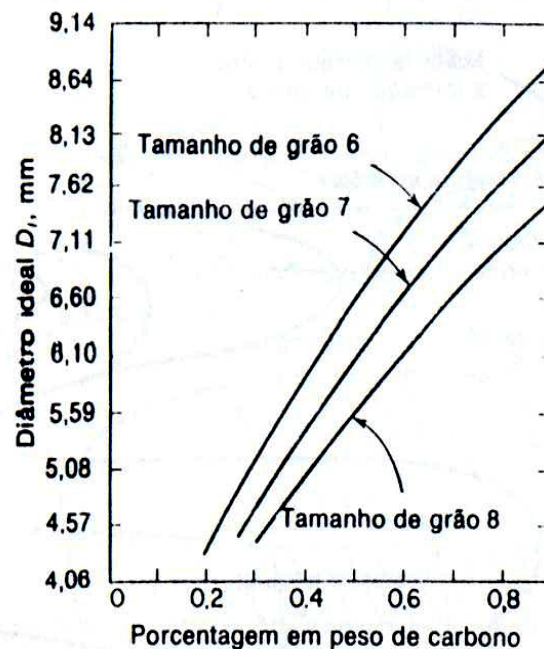


Figura 3.10 – Diâmetro crítico ideal em função do teor de carbono e do tamanho de grão austenítico para ligas ferro-carbono. (Adaptado de REED-HILL, R.E., 1992)

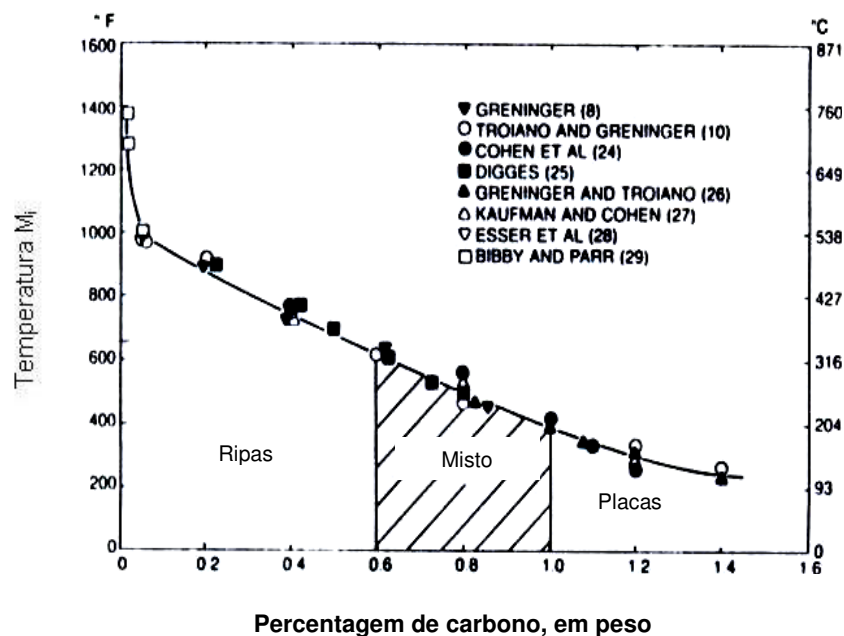


Figura 3.11 – Temperatura M_i como função da porcentagem em peso de carbono no aço. A faixa de composição das placas e ripas de martensita também são mostradas. (Adaptado de KRAUSS, G., 1989)

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 foi proposta por Andrews e aplica-se para percentual de carbono até 0,60%.

$$M_i = 539 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot Mn - 12,1 \cdot Cr - 17,7 \cdot Ni - 7,5 \cdot Mo \quad (3.8)$$

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 3.8 de Andrews, obtém-se que a temperatura para o aço SAE 9254 é igual a 265°C.

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 SAE 9254, 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. KRAUSS, G. (1989)

3.5.2. Processo de Revenimento

O tratamento de revenimento é um dos mais antigos tratamentos térmicos utilizados em aços, embora ainda não exista um entendimento completo dos fenômenos envolvidos, especialmente no que se refere aos aços ligados.

O objetivo final do tratamento térmico de revenimento é reduzir a fragilidade, isto é, aumentar a tenacidade dos aços. A estrutura martensítica é extremamente frágil e muito suscetível ao desenvolvimento de trincas de têmpera à temperatura ambiente. Devido a estes fatores, aços com estrutura martensítica são pouco utilizados e o revenimento é quase sempre utilizado para melhorar as propriedades mecânicas dos aços temperados.

Neste tratamento, o aço é aquecido a uma temperatura abaixo da temperatura eutetóide e mantido nesta temperatura por certo período de tempo, e depois resfriado ao ar até a temperatura ambiente. Com isso, ocorrem processos difusionais para produzir uma estrutura dimensionalmente mais estável e menos frágil.

Uma grande variedade de propriedades e microestruturas pode ser produzida nesta etapa do processo. O balanço das propriedades de resistência e tenacidade requerida na utilização do produto determina as condições de tratamento para determinada aplicação.

A figura 3.12 ilustra o processo de têmpera e revenimento em função da variação da temperatura e do tempo aplicados.

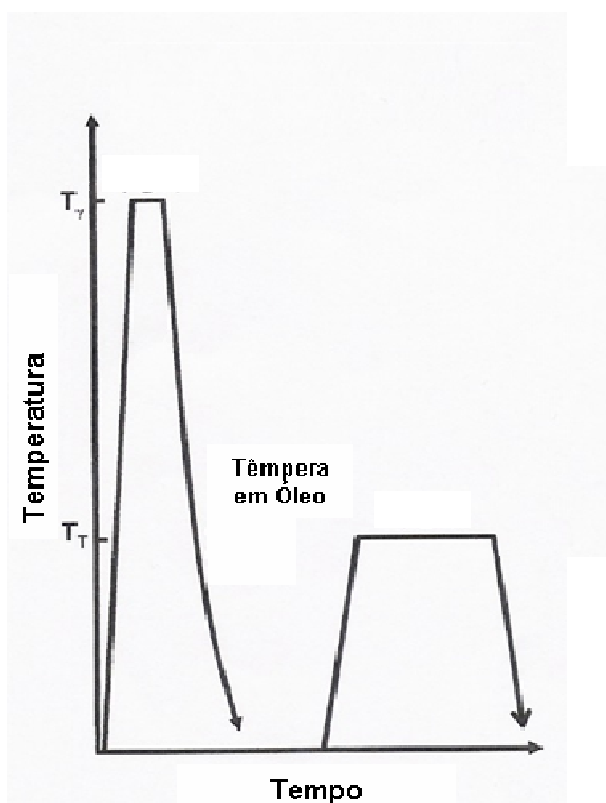


Figura 3.12 – Esquema da curva de resfriamento e aquecimento ilustrando o tratamento de têmpera e revenimento. (Adaptado de BARANI *et al.*, 2005)

3.5.2.1. Revenimento de Aços Carbono

REED HILL (1992) descreve alguns fenômenos básicos que ocorrem durante o revenimento da martensita em aços carbono. Estes são listados a seguir e tendem a ocorrer na ordem apresentada. Entretanto, processos diferentes tendem a acontecer simultaneamente em determinadas condições de tempo e temperatura.

Primeiramente, ocorre uma redistribuição dos átomos de carbono na martensita. Este processo ocorre geralmente entre a temperatura ambiente e 100°C. Há várias maneiras desta redistribuição ocorrer, entre as quais a segregação dos átomos de carbono para os defeitos da rede como as deslocções.

Após esta etapa, ocorre a precipitação de carbonetos de transição, geralmente identificados como carbonetos épsilon (ϵ), de estrutura hexagonal.

Aumentando-se a temperatura, ocorre a decomposição da austenita retida em uma mistura de ferrita e cementita. Esta estrutura é geralmente denominada bainita secundária.

Ocorre, então, a conversão dos carbonetos de transição e do carbono segregado nas deslocções em partículas pequenas de cementita, com estrutura ortorrômbica e de formato “rod-shaped” e posterior esferoidização da cementita “rod-shaped” de maneira a reduzir a energia superficial das partículas.

Finalmente, ocorre a recuperação e recristalização da estrutura ferrítica e o coalescimento das partículas de cementita reduzindo a energia superficial.

De acordo com KRAUSS, G. (1989), um estudo envolvendo difração de raios-X, ensaios dilatométricos e análise microestrutural identificou três estágios distintos no tratamento térmico de revenimento:

- Estágio I => Formação de carbonetos de transição e redução do teor de carbono da matriz martensítica para aproximadamente 0,25% em peso. Ocorre aproximadamente entre 100 e 250°C e, nesta etapa, precipitam-se carbonetos de tamanho pequeno (menor que 2 μ 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, uma microestrutura formada por martensita de baixo carbono mais carbonetos, denominados carbonetos ϵ ;

- Estágio II => Transformação da austenita retida em ferrita e cementita. 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 uma mistura de martensita de baixo carbono e ferrita;
- Estágio III => Transformação dos carbonetos de transição em cementita e da martensita de baixo carbono em ferrita e cementita. 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 deslocações, do carboneto ϵ e da dissolução da martensita de baixo carbono.

Os intervalos de temperatura destas três etapas sobrepõem-se, dependendo do tempo de revenimento utilizado, mas os intervalos de temperatura de 100 a 250°C, 200 a 300°C e 250 a 350°C são geralmente aceitos para o começo do primeiro, segundo e terceiro estágios respectivamente.

A figura 3.13, adaptada de HONEYCOMBE (1995), ilustra a variação das propriedades mecânicas de aços com vários teores de carbono evidenciando as principais etapas que acontecem no tratamento. Nesta figura, pode-se ressaltar que o tratamento de revenimento inicia-se com a segregação dos átomos de carbono ($\%C < 0,2$) e/ou com a formação do carboneto ϵ e, em altas temperaturas ($T > 600^\circ\text{C}$), acontece o coalescimento das partículas de cementita e a recristalização da ferrita.

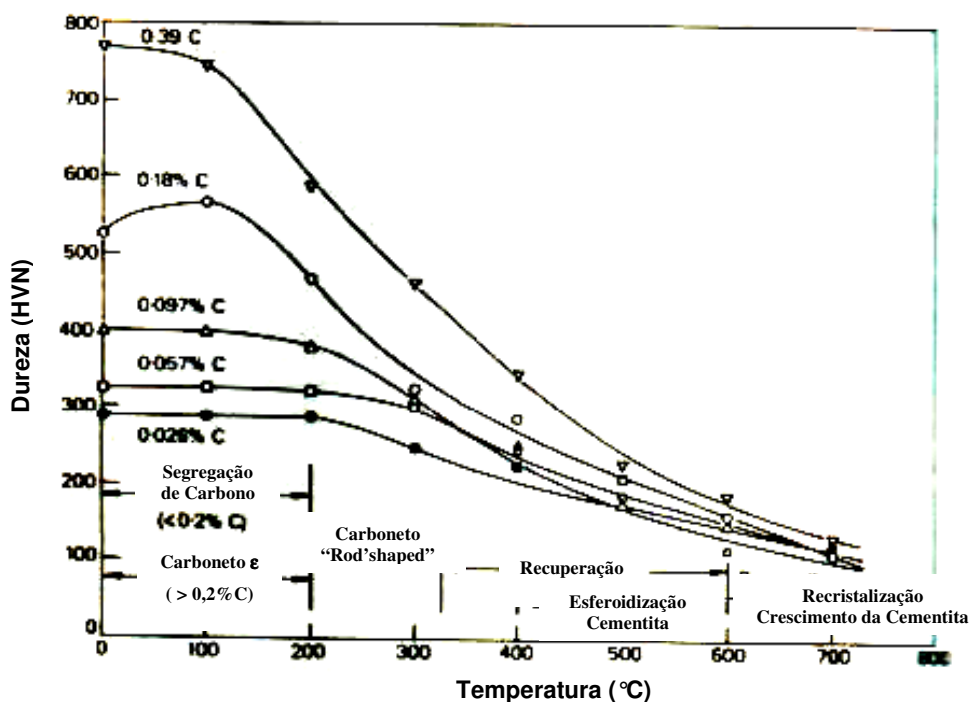


Figura 3.13 – Variação da dureza com a temperatura de revenimento para aços carbono ilustrando as principais etapas do tratamento. Tempo de revenimento:1h (Adaptada de HONEYCOMBE, 1995)

As transformações estruturais que ocorrem durante o revenimento causam uma redução da dureza do aço, de forma que 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 explicada por uma exponencial simples, conforme mostrada na equação 3.9:

$$(t)^{-1} = A.e^{-Q/RT} \quad (3.9)$$

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. Esta equação é descrita por REED-HILL, R.E. (1992).

A figura 3.14 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.

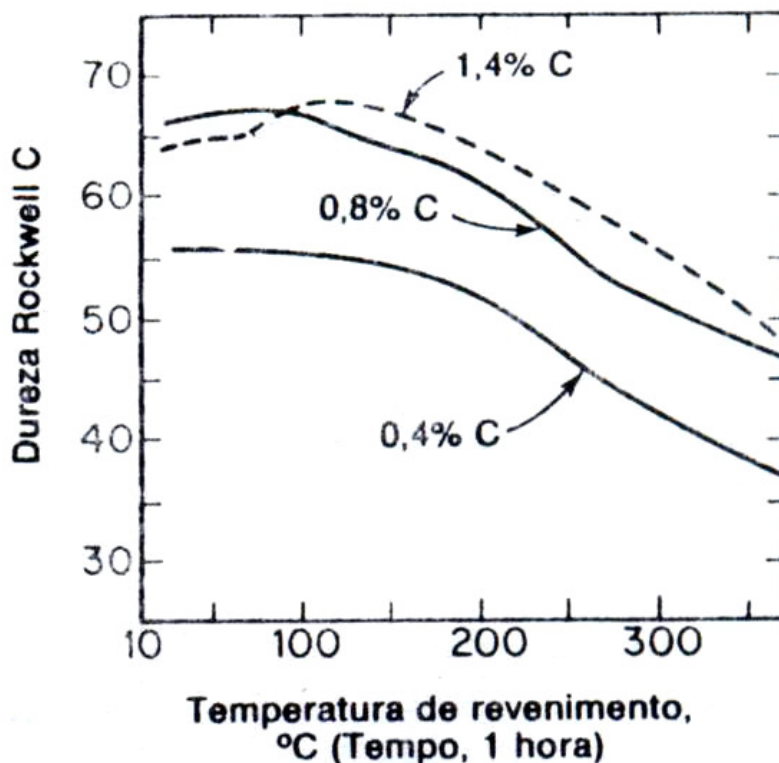


Figura 3.14 – Efeito da temperatura de revenimento na dureza de três aços com diferentes teores de carbono. (Adaptado de REED-HILL, R.E., 1992).

3.5.2.2. Revenimento de Aços Contendo Elementos de Liga

Conforme HONEYCOMBE, R. (1995), a adição de elementos de liga ao aço tem um efeito acentuado na cinética das transformações de fase (austenita => ferrita, austenita => perlita). A maioria das adições aumenta a temperabilidade dos aços, ou seja, estruturas martensíticas aparecem mesmo em baixas taxas de resfriamento. Nesta seção, serão discutidos os efeitos das adições de elementos de ligas no revenimento da martensita.

As reações que acontecem quando a martensita é revenida envolve segregação de solutos, “clustering” dos defeitos cristalinos, precipitações provenientes da solução sólida e coalescimento de partículas.

Em geral, elementos de liga dissolvidos na martensita reduzem a taxa com que estes processos ocorrem, além de reduzirem a temperatura M_s e aumentarem significativamente a quantidade de austenita retida quando a têmpera é feita na temperatura ambiente. (LESLIE, 2001)

As mudanças estruturais durante o estágio inicial de revenimento são difíceis de serem vistas. Entretanto, é claro que certos elementos, notavelmente o silício, estabilizam de forma pronunciada o carboneto épsilon, já que este ainda está presente na microestrutura após revenimento a 400°C em aços com teores de 1,0 a 2,0% de silício. Esta evidência sugere que tanto a nucleação quanto o crescimento do carboneto épsilon é retardada e que o silício se dissolve no carboneto épsilon (HONEYCOMBE, R., 1995).

HONEYCOMBE, R. (1995) afirma também que é evidente que a velocidade de transformação do carboneto épsilon em cementita decresce devido a presença de alguns elementos ligantes. Enquanto a tetragonalidade da martensita desaparece na temperatura de 300°C nos aços carbono, em aços contendo alguns elementos de liga como Cr, Mo, V, Ti, Si, a rede tetragonal é ainda observada após revenimento a 450°C e até mesmo a 500°C. Segundo o autor, é evidente que estes elementos aumentam a estabilidade da solução sólida supersaturada de ferro-carbono.

Como o silício e o níquel aumentam a atividade do carbono na ferrita, formam uma “barreira” em volta da partícula de cementita dificultando a difusão do carbono até a partícula, e desta forma, diminuindo a taxa de crescimento do precipitado (LESLIE, 2001).

O manganês dissolve-se nos carbonetos épsilon e cementita e retarda a taxa de crescimento destes precipitados, possivelmente pela redução do coeficiente de difusão do carbono.

Os elementos formadores de carbonetos retardam as taxas das transformações que ocorrem durante o revenimento. Por exemplo, 1% Cr, 0.5% Mo ou 0.15% V têm efeitos similares. Nestes teores de elementos de liga, um tempo de revenimento de 0,5 a 1h produz carbonetos que consistem primeiramente de cementita devido ao alto teor de carbono contido e também devido que a taxa de difusão do carbono é muito mais rápida do que a destes elementos de liga. O decréscimo na taxa de crescimento dos carbonetos sugere que os solutos diminuem a taxa com que o carbono difunde-se no aço (LESLIE, 2001).

KRAUSS, G. (1989) afirma que além de aumentar a temperabilidade dos aços, certos elementos de liga também diminuem a taxa com que a dureza diminui durante o revenimento. Os elementos de liga mais efetivos neste aspecto são os fortes formadores de carbonetos como cromo, molibdênio e vanádio. Sem estes elementos, os aços carbono perdem a dureza acentuadamente com o aumento da temperatura de revenimento. Entretanto, com a presença destes elementos de liga no aço, os elementos formadores de carbonetos não só retardam a perda de resistência, formando uma dispersão fina de precipitado que acarreta um acréscimo na dureza em temperaturas de revenimento mais altas (~550°C). Este acréscimo de dureza é frequentemente denominado como endurecimento secundário.

O máximo de dureza devido ao endurecimento secundário acontece principalmente em temperaturas mais altas de revenimento porque a formação destes carbonetos depende da difusão dos elementos de liga, que é um processo mais lento do que a difusão do carbono. Como resultado, não só acontece uma dispersão fina de partículas na matriz, como também uma vez formada, os carbonetos de liga são mais resistentes ao coalescimento (KRAUSS, G. 1989).

A figura 3.15 ilustra os acréscimos de dureza (ΔH_v) relativos à uma liga Fe-C revenida a 540°C de elementos de liga em função dos seus teores. A figura mostra o efeito destacado do vanádio no acréscimo de resistência no tratamento de revenimento.

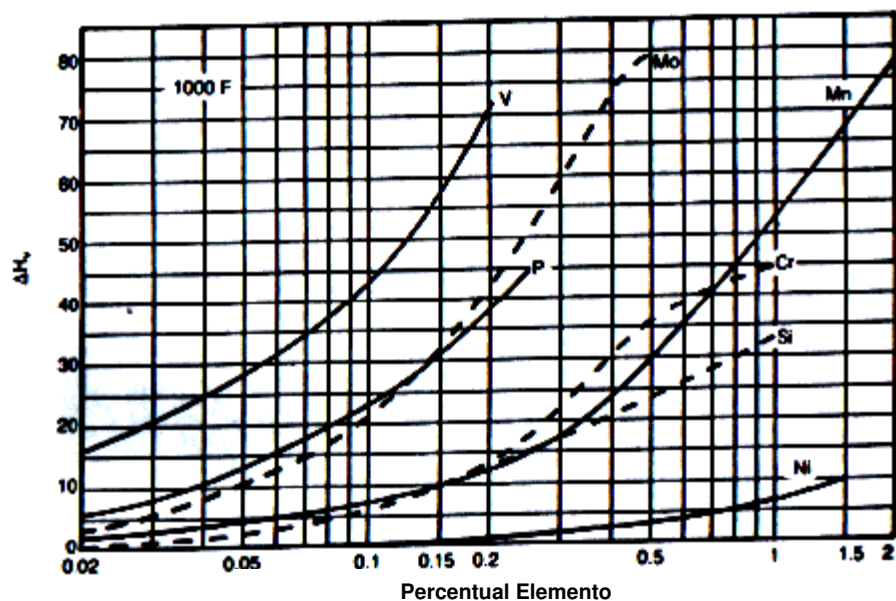


Figura 3.15 – Acréscimo de dureza em função de adição de determinados elementos de liga e dos seus respectivos teores para uma liga FeC na temperatura de revenimento de 540 °C (Adaptado de KRAUSS, G. 1989)

3.6. CONDIÇÕES DE REVENIMENTO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS MICROLIGADOS PARA MOLAS

Muhr (1992) concluiu em suas análises que o tratamento térmico após o enrolamento das molas de alta resistência ligadas ao CrSi tem grande influência sobre a resistência à fadiga da mola, devido à alteração da distribuição das tensões internas.

A figura 3.16, (OLIVEIRA *et al.*, 2003), mostra a variação do limite de resistência para os aços Cr-Si, Cr-Si+V e Cr-Si+Vmod, em função da temperatura de revenimento. Observa-se que a liga Cr-Si+V tem limite de resistência superior em relação ao Cr-Si para todas as temperaturas de revenimento consideradas.

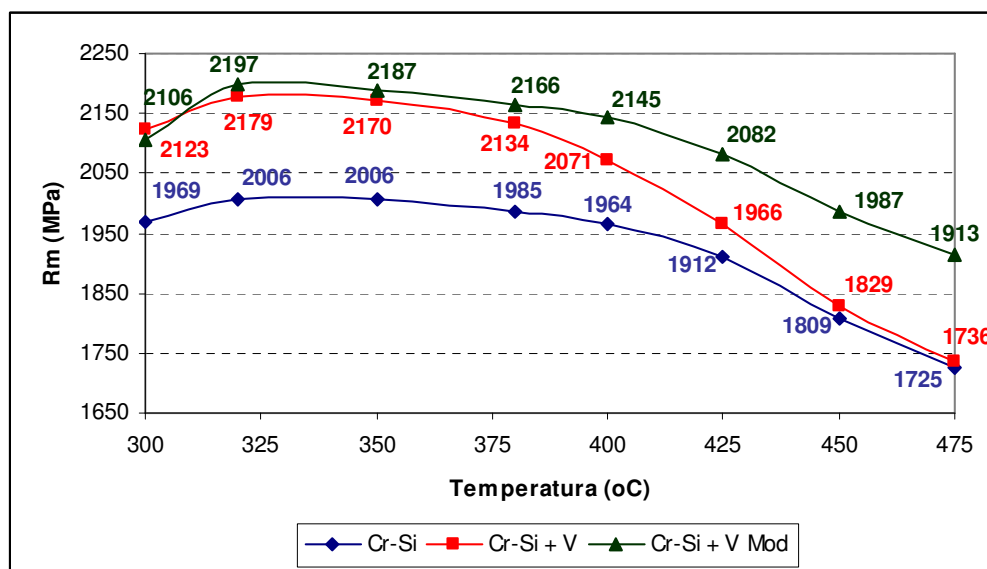


Figura 3.16 – Curva de limite de resistência em função da temperatura de revenimento para três tipos de aço CrSi com e sem adição de vanádio utilizados para fabricação de molas (Adaptado de OLIVEIRA, D. *et al.*, 2003)

LEE, C.S. *et al.* (1997) determinaram as propriedades de um aço para molas de alta resistência em função de variações microestruturais decorrentes de diferentes tratamentos térmicos. Como resposta ao tratamento de revenimento, as contribuições microestruturais primárias (provenientes da laminação do fio-máquina) ao comportamento de resistência foram atribuídas a precipitados de diferentes combinações de tamanho, forma e distribuição/orientação.

Até a temperatura de 300 °C, o aço contém uma quantidade considerável de austenita retida enquanto já existe a precipitação prévia de VC conforme mostra a figura 3.17. O limite de escoamento ($R_{p0,2}$) e o limite de resistência (R_m) não atingem os valores máximos e tendem a aumentar a medida que a temperatura de revenimento aumenta conforme ilustra a figura 3.18, adaptada do mesmo trabalho.

Na temperatura de revenimento de 350 °C, em adição a grande quantidade de VC, a precipitação de carboneto épsilon e de cementita contendo Cr e V torna-se evidente, conforme figura 3.19, e o aço exibe a resistência máxima conforme curva de dureza da figura 3.20. Com o aumento da temperatura de revenimento, a resistência do aço começa a diminuir continuamente, principalmente pela conversão do carboneto ϵ em

cementita. A cementita coalesce e a matriz torna-se mais macia (LEE, C.S. *et al.*, 1997).

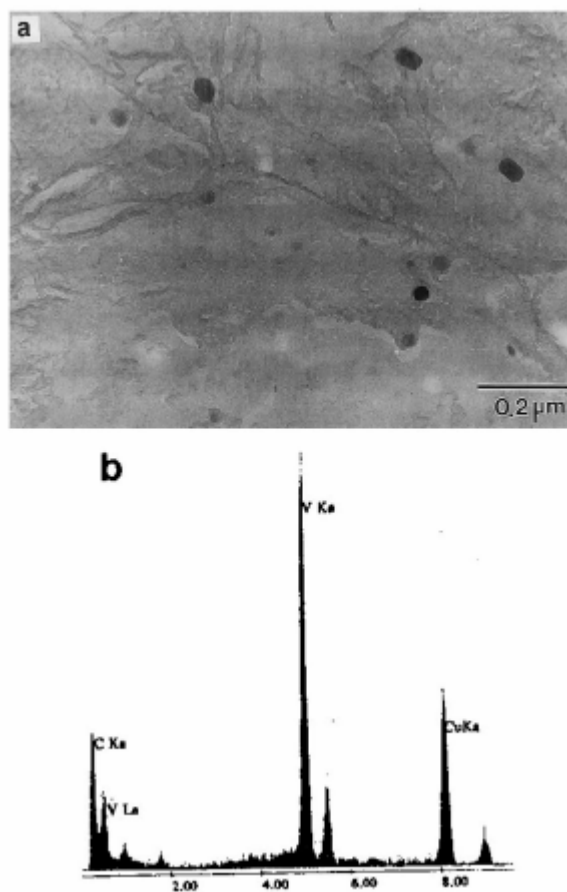


Figura 3.17 – (a) Morfologia e distribuição das partículas de VC em imagem obtida por microscopia eletrônica de transmissão, e (b) resultado de EDX (temperatura de revenimento: 300°C) (LEE, C.S. *et al.*, 1997)

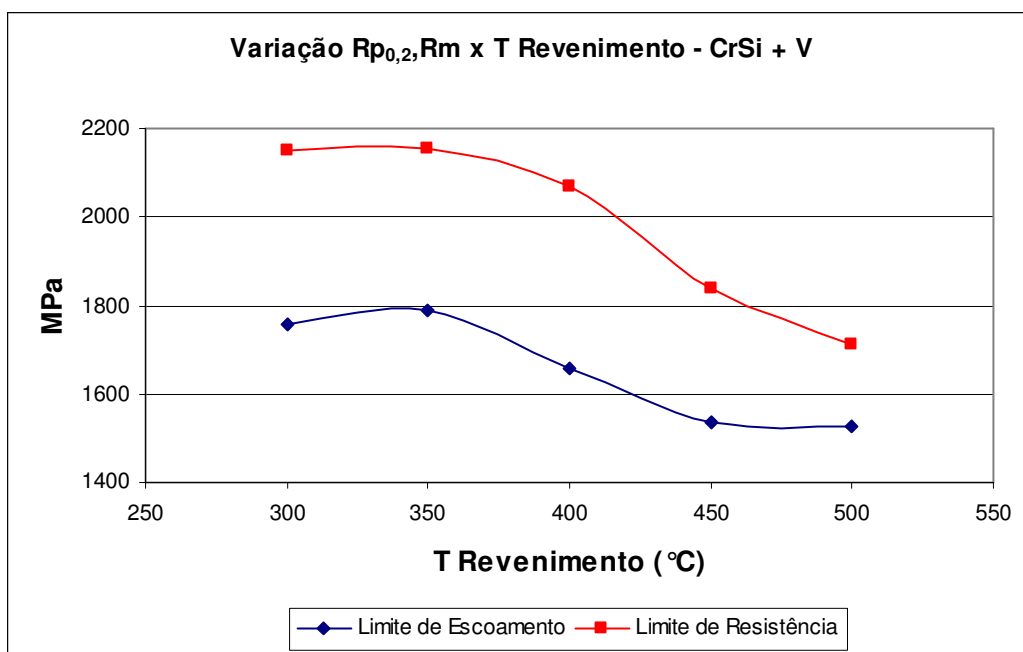


Figura 3.18 – Curva de variação de limite de resistência e limite de escoamento em função da temperatura de revenimento para um aço CrSi + V utilizado na fabricação de molas de suspensão (Adaptado de LEE, C.S. *et al.*, 1997).

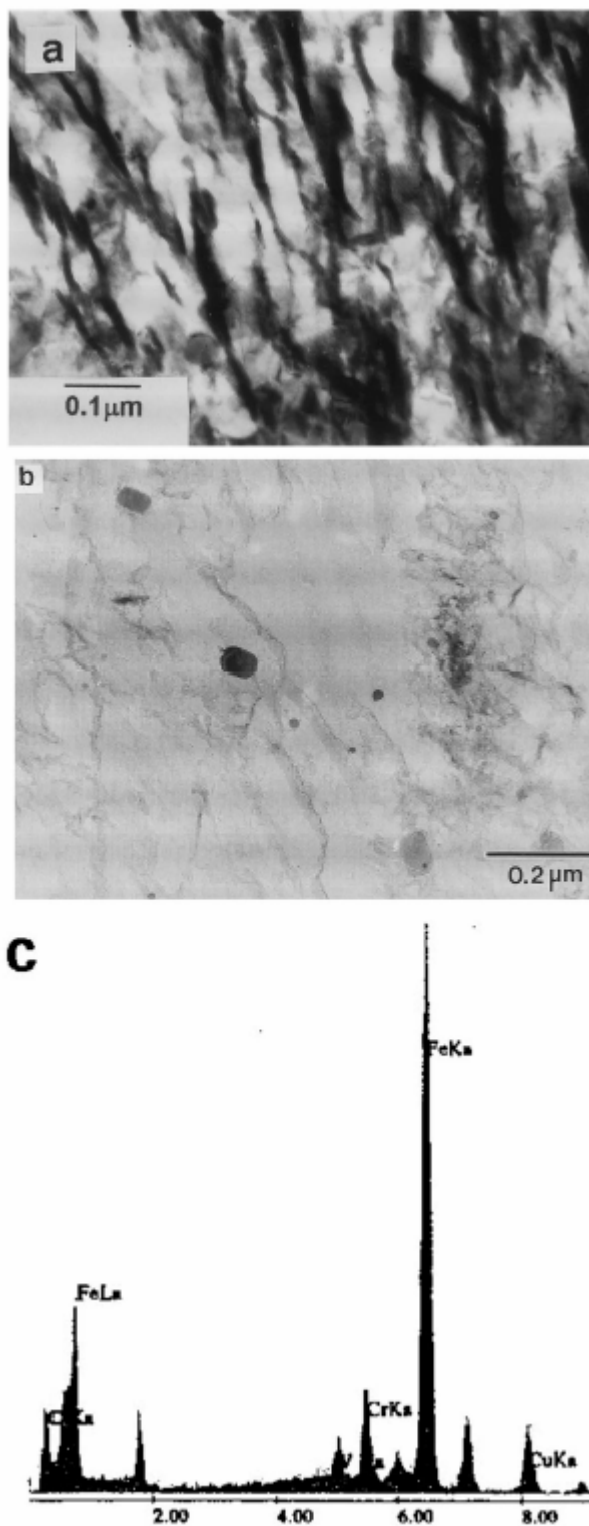


Figura 3.19 – Imagens de microscopia eletrônica de transmissão mostrando (a) carboneto ϵ , (b) cementita contendo Cr e V (réplica); e (c) resultado de EDX da cementita contendo Cr e V (temperatura de revenimento: 350°C) (LEE, C.S. *et al.*, 1997)

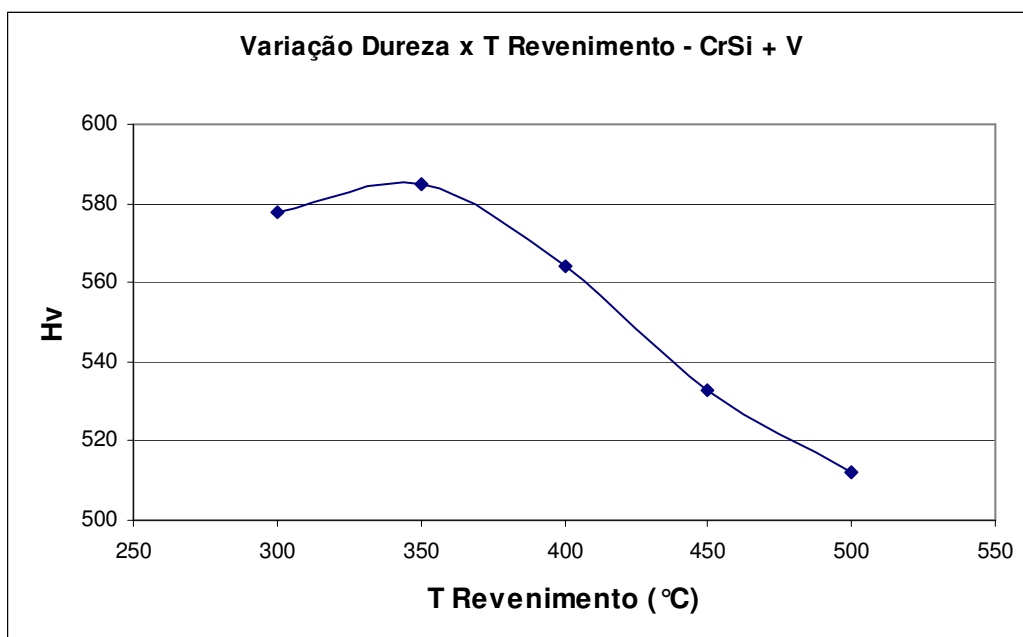


Figura 3.20 – Curva de variação de dureza em função da temperatura de revenimento para um aço CrSi + V utilizado na fabricação de molas de suspensão (Adaptado de LEE, C.S. *et al.*, 1997).

Os parâmetros de ductilidade (alongamento e redução de área) variam de maneira oposta às propriedades de resistência, mas há uma queda nestes valores na temperatura de 500°C. Segundo LEE, C.S. *et al.* (1997), isto provavelmente ocorre devido à precipitação intensa de cementita ao longo dos contornos de grãos austeníticos prévios causando fragilização.

A curva ilustrada na figura 3.21 ilustra o comportamento das propriedades de ductilidade.

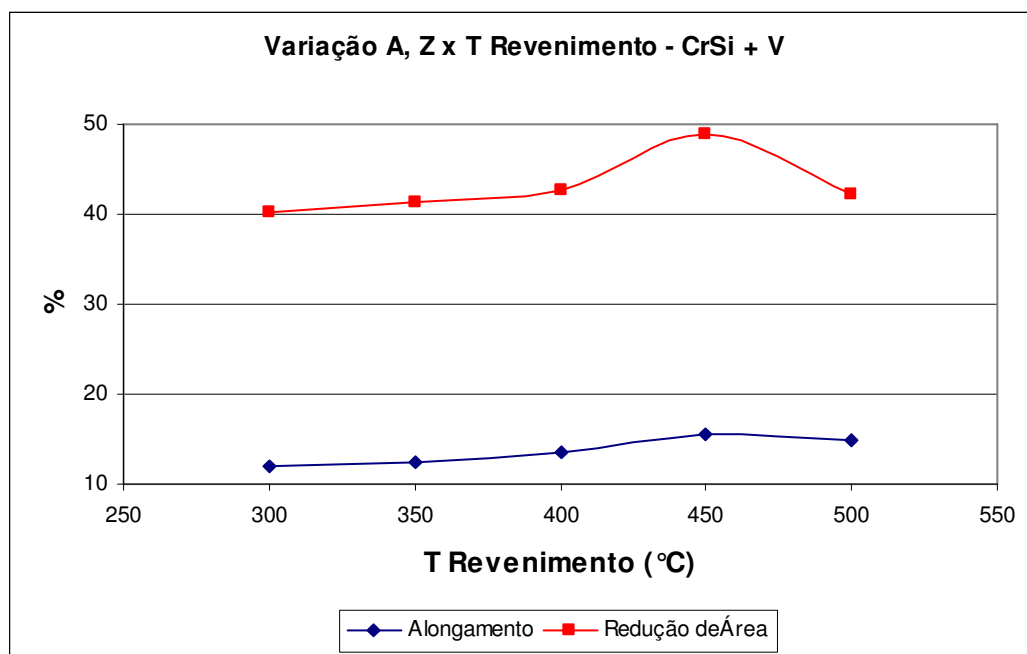


Figura 3.21 – Curva de variação de redução de área e alongamento em função da temperatura de revenimento para um aço CrSi + V utilizado na fabricação de molas de suspensão (Adaptado de LEE, C.S. *et al.*, 1997).

No trabalho de LEE, C.S. *et al.*, que estudaram o comportamento de um aço de alta resistência utilizado para molas de suspensão em relação às variações microestruturais durante o revenimento, pode-se perceber que a medida que a temperatura aumenta no intervalo de 300 a 450°C, a precipitação evolui de um precipitado “single-type” (VC) para precipitados “multi-type” (VC + carboneto ϵ) + $(Fe,Cr,V)_3C$ e sua distribuição tende a ser mais fina.

4. METODOLOGIA

4.1. MATERIAL

Neste estudo foram utilizados dois aços de médio/alto carbono ligados ao cromo e ao silício produzidos na Belgo-Arcelor Brasil, cujas composições químicas típicas estão ilustradas na Tabela IV.1.

TABELA IV.1 – Composição química dos aços CrSi a serem estudados (% em peso)

Aço	C	Mn	Si	Cr	V	Al	N2
Padrão	0,54- 0,60	0,60- 0,80	1,20- 1,60	0,60- 0,80	-	0,080 máx.	0,006 máx.
Padrão+V	0,58- 0,62	0,35- 0,65	1,35- 1,60	0,40- 0,70	0,15- 0,25	0,080 máx.	0,006 máx.

Foram fabricadas na aciaria duas corridas de 130t, cada uma com a composição química média de cada aço da Tabela IV.1.

Os tarugos produzidos na máquina de lingotamento contínuo foram laminados em um trem de laminação contínuo para a fabricação de fios-máquina na bitola de 12,70mm conforme prática padrão para o aço. Foram laminados seis tarugos de cada corrida.

Amostras dos rolos de fio-máquina gerados foram retiradas. Após o resfriamento no Stelmor[®] foi feita a caracterização do material. A amostragem foi feita na cauda da bobina após o descarte de ponta, feito para eliminar possíveis defeitos de linha.

Os fios-máquina dos dois tipos de aços foram, então, enviados ao Departamento de Barras (DBAR), Unidade de Sabará, para serem fabricadas as barras na bitola de 12mm, uma redução de área de aproximadamente 10% através de trefilação objetivando precisão dimensional e adequação das propriedades mecânicas. Esta etapa faz parte do processo de produção de molas conforme fluxograma mostrado na figura 3.7, item 3.5.

Foram retiradas amostras das barras trefiladas e também foi feita a caracterização do material e medidas as propriedades mecânicas das mesmas.

4.2. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

4.2.1. Caracterização Microestrutural – Fio-máquina

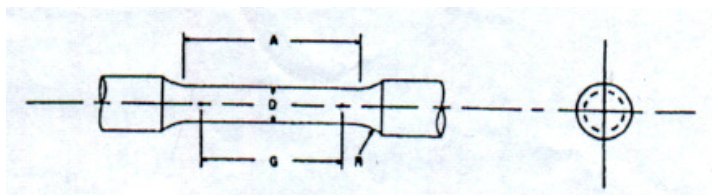
A microestrutura do fio-máquina foi examinada em seção transversal. As amostras foram cortadas com disco abrasivo com lubrificação, em uma máquina denominada Policorte, marca Arotec. Após o corte, as amostras foram embutidas a quente utilizando uma máquina da marca Leco, modelo PR32 e lixadas com lixas d'água de granulometria #300, #400 e #600. As amostras foram então polidas com pasta sintética de diamante de 9, 3 e 1µm, marca Arotec. Ao final do preparo, as amostras polidas foram quimicamente atacadas com reativo Nital 2% (20ml de ácido nítrico e 980ml álcool etílico) conforme procedimento convencional para análise metalográfica.

Esta análise consistiu na comparação da microestrutura, em termos de nível de inclusões, quantidade de perlita resolvida, tamanho de grão austenítico prévio, grau de decarbonetação e formação de rede de cementita, de acordo com os padrões definidos para este aço.

4.2.2. Determinação das Propriedades Mecânicas – Fio-máquina e Barra Trefilada

Foram determinados à temperatura ambiente o valor da dureza, do limite de escoamento, do limite de resistência, do alongamento total e da redução de área na estrição tanto do fio-máquina laminado na Belgo quanto da barra trefilada fabricada no DBAR dos dois aços mencionados na Tabela IV.1. Os valores destes parâmetros foram calculados a partir de uma média de no mínimo três ensaios.

Os testes para se medir as demais propriedades mecânicas foram realizados em amostras usinadas com a geometria e dimensões mostradas na figura 4.1 conforme especificado na norma ASTM370-97a.



A – comprimento mínimo da seção reduzida = 32mm

R – raio mínimo de concordância = 5mm

D – diâmetro = $6,25 \pm 0,12$ mm

G – comprimento útil = $25,0 \pm 0,10$ mm

Figura 4.1 – Geometria e dimensões do corpo de prova a ser utilizado no ensaio de tração

Os testes de tração foram feitos em uma máquina universal de ensaios marca INSTRON, modelo 5582, automatizada com “software” Séries IX, em ambiente “Windows”, para controle, aquisição e tratamento de dados. Será utilizado extensômetro longitudinal marca INSTRON, modelo 2630-112, com base de 25mm para obtenção do limite de escoamento. Os ensaios serão realizados de acordo com a norma ASTM A370-97a, utilizando-se uma taxa de deformação de $10^{-3}s^{-1}$.

A medida da redução de área na estrição foi feita com auxílio de paquímetro digital marca MITUTOYO, modelo DIGIMATIC Caliper.

Os ensaios de dureza foram realizados em um durômetro tipo TESTOR HT1a, OTTO WOLPERT-WERKE, de origem alemã em amostras de 30mm de comprimento e 12,7mm de diâmetro no caso do fio-máquina e 12mm de diâmetro no caso das barras trefiladas. Antes da medida, as amostras foram cortadas, lixadas e polidas utilizando-se os mesmos procedimentos adotados para as amostras preparadas para a análise microestrutural. A dureza foi medida na escala Brinell.

4.2.3. Ensaio Dilatométricos

Com o objetivo de caracterizar as temperaturas de transformação de fase dos aços em estudo bem como o comportamento dos aços temperados no aquecimento e durante o processo de revenimento, foram realizados ensaios dilatométricos. As amostras têm a forma de um cilindro de 12mm de comprimento e 2mm de diâmetro usinadas a partir do fio-máquina com o eixo do cilindro paralelo ao eixo do fio.

Os ensaios foram realizados em um dilatômetro ADAMEL LHOMARGY LK02 localizado no Setor de Tecnologia Metalúrgica do CETEC-MG. As amostras foram aquecidas da temperatura ambiente até 1000°C a uma taxa de aquecimento de 10°C/s conforme exemplo ilustrado na Figura 4.2.

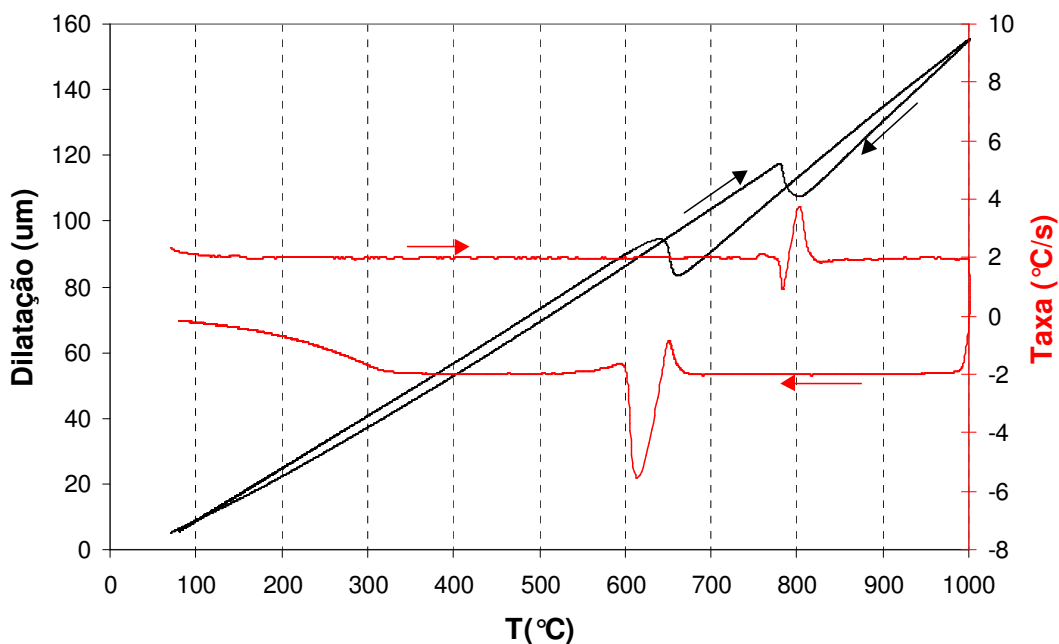


Figura 4.2 – Exemplo de curva dilatométrica para um aço SAE 9254 (BORATTO, F. , 2003)

4.3. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PÓS-TÊMPERA

4.3.1. Tratamento de Têmpera

O tratamento de têmpera foi feito austenitizando-se as amostras dos dois tipos de aços descritos na Tabela IV.1 a uma temperatura de 910°C em um forno tipo Mufla, ilustrado na figura 4,3, com controlador digital ANALOGICA por um tempo de 1h simulando as condições industriais e posterior resfriamento em óleo na temperatura de 60°C.



Figura 4.3 – Forno tipo mufla com controlador digital Analogica

4.3.2. Microestrutura do Material Temperado

A microestrutura do material temperado para os dois tipos de aços em estudo foi avaliada em termos de tamanho de grão austenítico (TGA). O tamanho de grão austenítico é um parâmetro microestrutural importante porque tem grande influência na temperabilidade e nas propriedades mecânicas de aços para beneficiamento.

Para revelação do TGA, foram utilizados os procedimentos descritos na norma ASTM E112. O reagente de ataque foi baseado em ácido pícrico com inibidor (detergente), de acordo com a norma. Para a determinação do TGA foi utilizado o método planimétrico.

4.4. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PÓS-REVENIMENTO

Para caracterização do material após revenimento, foram medidos os valores das propriedades mecânicas em amostras dos aços tratadas em diferentes temperaturas por um tempo fixo de 1h. Foram utilizadas temperaturas de tratamento de 350 a 550°C.

A caracterização do comportamento mecânico das amostras tratadas em cada uma das temperaturas, em termos de medida de dureza (Rockwell C) e propriedades mecânicas a tração foi feita adotando-se as mesmas metodologias já descritas.

4.5 ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DAS AMOSTRAS REVENIDAS

As superfícies de fratura para algumas condições de tratamento térmico de revenimento foram examinadas em estereoscópio, marca WILD, modelo M5, e por microscopia eletrônica de varredura em um microscópio eletrônico marca Philips, modelo XL30, para caracterização de seus aspectos macro e microscópicos, respectivamente, com o objetivo de identificar os mecanismos de fratura relativos às diferentes condições de tratamento térmico.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

5.1.1. Caracterização Microestrutural – Fio-Máquina

A figura 5.1 ilustra as microestruturas típicas das seções transversais dos fios-máquina de diâmetro 12,70mm dos dois tipos de aços da Tabela IV.1, obtidas por microscopia óptica, MO, examinadas imediatamente após resfriamento no Stelmor®.

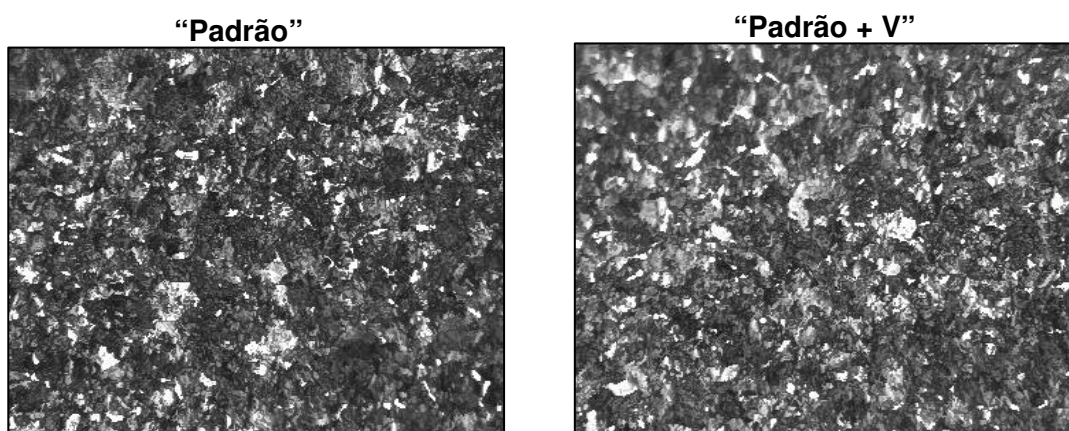


Figura 5.1 – Microestrutura da seção transversal dos fios-máquina com diâmetro de 12,70mm dos dois tipos de aços em estudo. Ataque Nital 2%. Aumento 200X. (MO).

A microestrutura de ambos os aços é constituída basicamente de perlita (~95%), correspondente à fase escura, com algumas regiões de ferrita pró-eutetóide (~5%), correspondente à fase clara, como esperado para a composição destes aços após resfriamento no Stelmor®.

As figuras 5.2 e 5.3 ilustram as mesmas microestruturas, porém observadas com maior aumento através de um microscópio eletrônico de varredura, MEV. Na observação via MEV, a fase escura corresponde à ferrita pró-eutetóide, enquanto que a fase clara corresponde às lamelas de cementita na perlita.

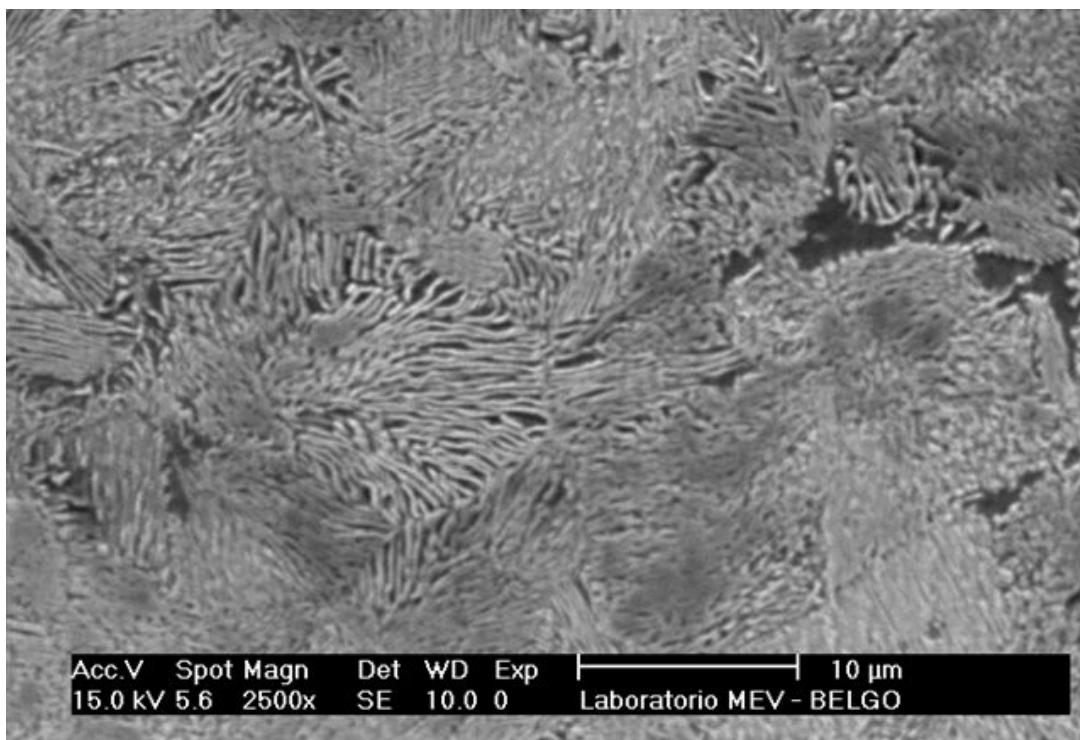


Figura 5.2 – Microestrutura da seção transversal do fio-máquina com diâmetro de 12,70mm do aço “Padrão”. Ataque Nital 2%. Aumento 2500X. (MEV).

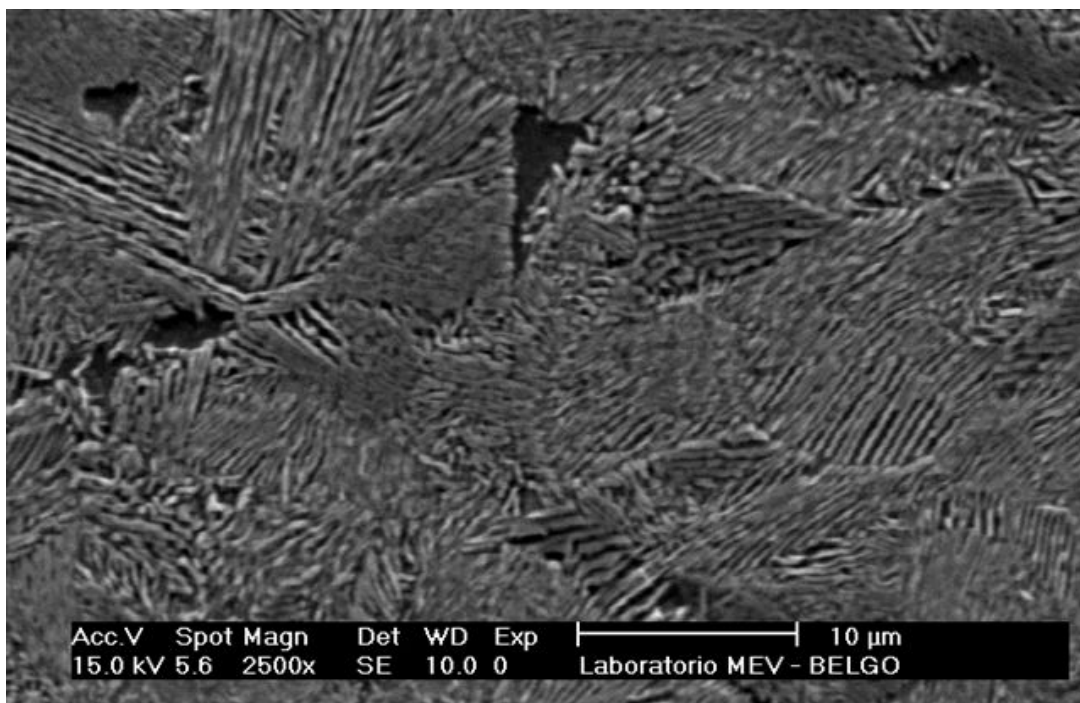


Figura 5.3 – Microestrutura da seção transversal do fio-máquina com diâmetro de 12,70mm do aço “Padrão + V”. Ataque Nital 2%. Aumento 2500X. (MEV).

A análise metalográfica dos dois tipos de aço, tanto por microscopia óptica quanto por microscopia eletrônica de varredura não revelou a presença de heterogeneidades típicas de fio-máquina: descarbonetação, regiões martensíticas, bainíticas e com austenita retida ou com grandes colônias de perlita, distribuídas de forma heterogênea, características de crescimento anormal de grão austenítico. Também não se observou rede de cementita pró-eutetóide na região central do fio-máquina associada à segregação de carbono. Como se pode constatar nas figuras 5.1 a 5.3, a estrutura dos aços é predominantemente perlítica.

Não foi possível observar, através de MO ou MEV, diferenças microestruturais visíveis no fio-máquina dos dois tipos de aços estudados nem também a presença dos carbonetos de vanádio no aço em que a composição química foi modificada. Esta observação só é possível através de microscopia eletrônica de transmissão (MET), já que estes precipitados apresentam tamanhos da ordem de 10 a 20nm. (HERNÁNDEZ, C.A. *et al.*, 1992)

Na figura 5.4 são apresentadas as seções transversais dos fios observadas por microscopia óptica sem ataque químico. O exame por MO da seção transversal polida sem ataque é o método utilizado para se avaliar o nível de inclusões, defeitos superficiais e dobras provenientes do processo de laminação.

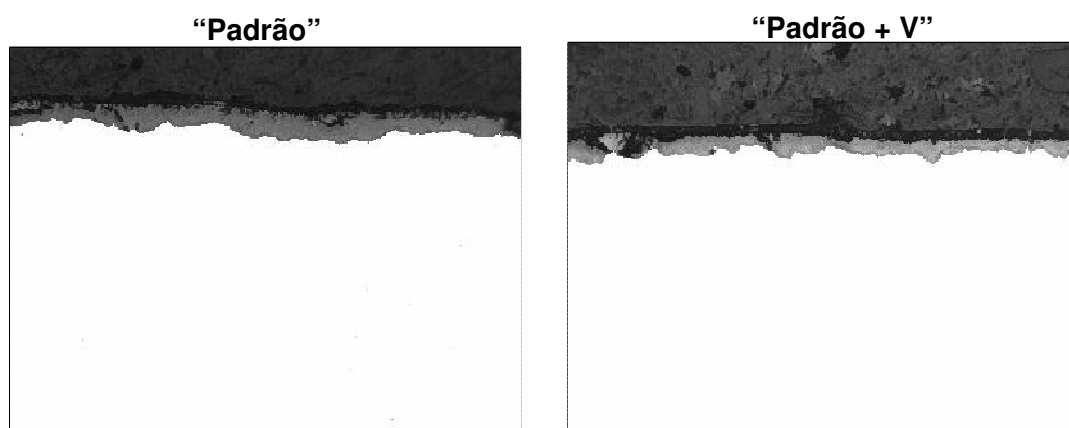


Figura 5.4 – Seção transversal dos fios-máquina com diâmetro de 12,70mm, polida e não atacada dos aços em estudo. Aumento 200X. (MO).

Os materiais apresentaram níveis de inclusões dentro das especificações internas da empresa e ausência de defeitos superficiais.

5.1.2. Determinação das Propriedades Mecânicas – Fio-máquina e Barra Trefilada

Para se avaliar as propriedades mecânicas dos aços em estudo, conforme procedimento descrito no item 4.2.2, amostras foram usinadas a partir de fio-máquina de diâmetro 12,70mm e barra trefilada de 12,00mm conforme norma ASTM370-97a. O corpo de prova usinado é ilustrado na figura 5.5.

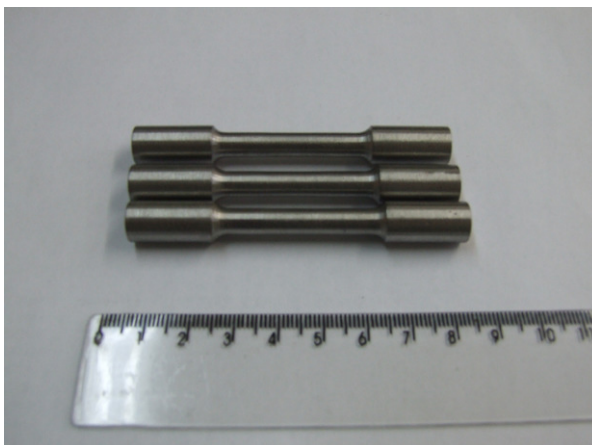


Figura 5.5 – Corpos de prova usinados a partir de amostras de fio-máquina e barra trefilada e utilizadas para avaliação das propriedades mecânicas dos aços

Foram determinadas, pelo ensaio de tração dos corpos de prova “sub-size”, a resistência mecânica e a ductilidade do fio-máquina e da barra trefilada dos dois aços mencionados na Tabela IV.1 em termos do limite de escoamento a 0,2% de deformação ($R_{0,2}$), limite de resistência (R_m), da redução percentual de área na estrição (Z) e do percentual de alongamento total (e_t). A figura 5.6 ilustra o corpo de prova preso nas garras da máquina de ensaio de tração bem como o extensômetro acoplado ao mesmo, possibilitando a medição confiável do limite de escoamento.

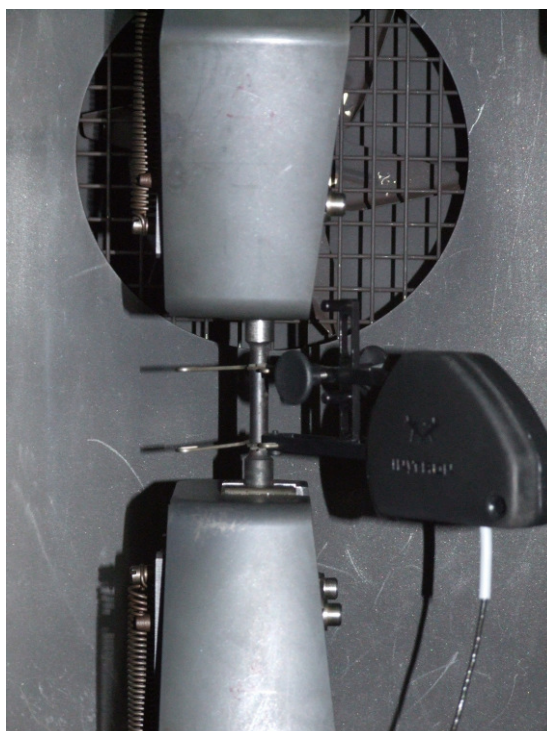


Figura 5.6 – Corpo de prova pronto para ser ensaiado, preso nas garras da máquina de tração com o extensômetro acoplado

A Tabela V.1 ilustra comparativamente os valores destes parâmetros dos dois aços mencionados.

TABELA V.1 – Propriedades mecânicas dos aços nas condições de fio-máquina e barra trefilada*.

CONDIÇÃO	AÇO	$R_{0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	Z (%)	e_t (%)
FIO-MÁQUINA	Padrão	588 ± 11	1041 ± 9	43 ± 4	15 ± 1
	Padrão + V	723 ± 9	1161 ± 7	42 ± 4	$14,2 \pm 0,4$
BARRA TREFILADA	Padrão	808 ± 11	1136 ± 9	46 ± 3	10 ± 1
	Padrão + V	913 ± 9	1284 ± 25	36 ± 2	$8,6 \pm 0,4$

* Os erros correspondem a um desvio-padrão

Foram realizados também testes estatísticos de hipóteses objetivando-se comprovar se os dados medidos para os dois tipos de aço são estatisticamente diferentes ou são apenas variações de medidas. Estes testes mostraram, com 95% de confiança, que as médias dos valores de limite de resistência (R_m) e limite de escoamento ($R_{0,2\%}$), tanto

do fio-máquina quanto da barra trefilada, são estatisticamente diferentes levando em conta a variabilidade encontrada.

A Tabela V.2 ilustra o exemplo do teste t de Student, teste bastante utilizado para este tipo de comparação, para as medidas de R_m da barra trefilada dos dois tipos de aço.

TABELA V.2 – Teste de hipótese t de Student para avaliação estatística da diferença entre as medidas de R_m da barra trefilada dos dois tipos de aços considerando a variabilidade encontrada.

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

	<i>Padrão</i>	<i>Padrão + V</i>
Média	1136	1284
Desvio Padrão	9	25
Stat t	-13,65	
t crítico bi-caudal	2,23	

Como o parâmetro “t-crítico bi-caudal” é menor em módulo do que o parâmetro “Stat t”, conforme ilustrado na Tabela V.2, pode-se concluir que as médias são, com 95% de confiança, estatisticamente diferentes.

Os dados da Tabela V.1 mostram que os limites de resistência (R_m) do fio-máquina e da barra trefilada são cerca de 120 a 150MPa maior do que o aço sem a presença do microligante. Estes resultados se aproximam com GLODOWSKI (2000), que informa que a resistência de um aço aumenta de 10 a 16MPa para cada 0,01% de vanádio adicionado.

Os dados medidos dos parâmetros de ductilidade não demonstraram diferenças grandes entre os dois tipos de aços e que, para ambas as condições (fio-máquina e barra trefilada), os dois aços apresentam boa conformabilidade com Z maior do que 35%, valor geralmente especificado pelos clientes deste produto.

A figura 5.7 ilustra a curva típica obtida no ensaio de tração dos fios-máquina dos dois tipos de aço testados ilustrando claramente o maior limite de resistência do aço com composição química modificada através da adição de vanádio.

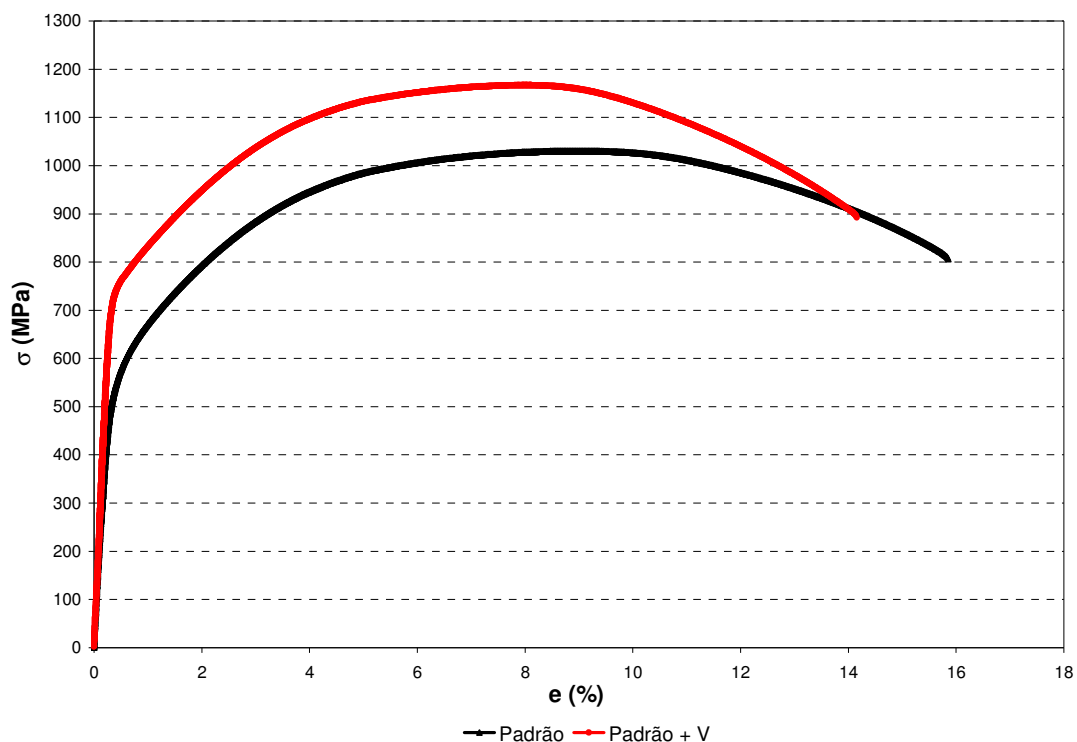


Figura 5.7 – Curva tensão *versus* deformação típica para os fios-máquina dos aços em estudo

Com o objetivo de se avaliar a influência da usinagem dos corpos de prova nos resultados obtidos, foram determinados, à temperatura ambiente, o limite de resistência e a redução percentual de área até a estricção para os fios-máquina de diâmetro 12,70mm dos dois tipos de aço. Os valores destes parâmetros foram calculados a partir de uma média de três ensaios.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios servo-hidráulica, marca WOLPERT, modelo 25B6, com capacidade de 60 toneladas no laboratório de ensaios mecânicos da Belgo Siderurgia em João Monlevade. Os ensaios foram efetuados conforme a norma ASTM A370-97a. A medida da redução de área na estricção foi feita com auxílio de paquímetro digital marca MITUTOYO, modelo DIGIMATIC Caliper.

Os resultados podem ser visualizados na Tabela V.3, onde se ilustra os valores dos parâmetros obtidos para os corpos de prova usinados em comparativo com os parâmetros obtidos para as amostras de fio-máquina sem usinagem.

TABELA V.3 – Comparativo de propriedades mecânicas (R_m e Z) de amostras usinadas e amostras não-usinadas dos dois tipos de aço em estudo.

CONDIÇÃO/PARÂMETRO	AÇO PADRÃO		AÇO PADRÃO + V	
	Rm (MPa)	Z (%)	Rm (MPa)	Z (%)
FIO-MÁQUINA SEM USINAGEM	1023±9	43±4	1149±14	42±4
CORPO DE PROVA USINADO	1041±9	44±3	1161±7	42±4
DIFERENÇA (%)	1,8	2,3	1,0	0,0

TABELA V.4 – Comparativo de propriedades mecânicas (R_m e Z) de amostras usinadas e amostras não-usinadas dos dois tipos de aço em estudo.

Aço	Rm (MPa) Sem Usinagem	Rm (MPa) Usinado	Stat t	t-crítico
"Padrão"	1023 ± 9	1041 ± 9	-3,07	3,18
"Padrão + V"	1149 ± 14	1161 ± 7	-2,20	2,36

Conforme pode ser concluído pela análise da Tabela V.3 e pela análise estatística para os valores obtidos de limite de resistência à tração mostrada na Tabela V.4, os parâmetros medidos nos corpos de prova usinados não apresentaram diferença significativa em relação aos fios-máquina ensaiados sem usinagem, evidenciado pelo valor em módulo do parâmetro Stat t inferior ao parâmetro t-crítico.

As médias dos parâmetros medidos nas amostras não-usinadas apresentaram valores superiores de no máximo 2,3% em relação aos parâmetros obtidos em corpos de prova usinados. Com isso, embora exista uma tendência do R_m do corpo de prova usinado ser maior do que o R_m do corpo de prova não-usinado, pode-se concluir que a usinagem das amostras não influenciou na medição das propriedades mecânicas dos aços.

5.1.3. Ensaio Dilatométricos

Para análise das temperaturas de transformação de fase e o comportamento de amostras temperadas dos dois tipos de aço durante o revenimento, foram realizados ensaios dilatométricos em amostras, variando-se a taxa de resfriamento entre os valores de 1°C/s e 9°C/s.

A figura 5.8 mostra o perfil térmico durante o aquecimento e durante o resfriamento do aço padrão com adição de vanádio e suas correspondentes derivadas para a taxa de resfriamento de 1°C/s (em gás hélio). Observa-se nessa figura uma clara deflexão na velocidade de resfriamento (picos locais) e que deve estar associada com uma reação de transformação da austenita em perlita (ferrita + cementita). Estão indicadas também na figura as temperaturas de início de transformação, Ac_1 , e de fim de transformação, Ac_3 , bem como as temperaturas de início de transformação, Ar_3 , e de fim de transformação, Ar_1 , da austenita em perlita.

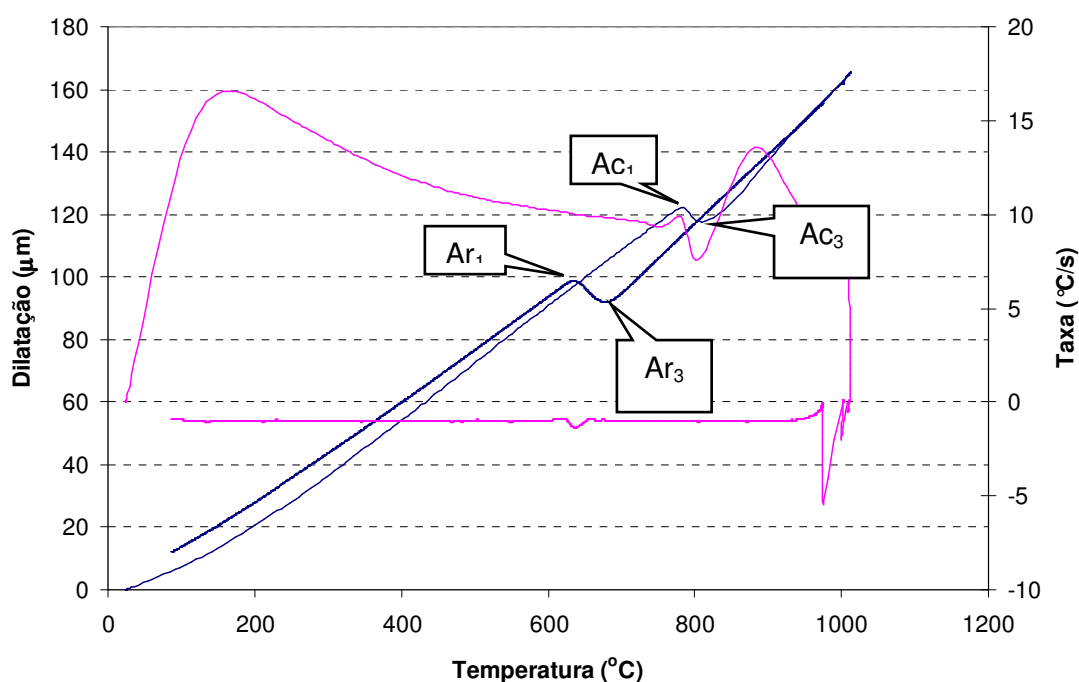


Figura 5.8 – Curva dilatométrica do aço “Padrão + V” para uma taxa de resfriamento de 1°C/s indicando as principais temperaturas de transformação de fase.

As figuras 5.9 a 5.13 ilustram um comparativo dilatométrico para os dois tipos de aços em termos das principais temperaturas de transformação de fases presentes. A figura 5.9 ilustra o aquecimento a uma taxa média de 10°C/s , de onde pode se obter as temperaturas Ac_1 e Ac_3 dos dois aços. A figura 5.10 ilustra o resfriamento a uma taxa constante de 1°C/s , ilustrando a transformação perlítica dos aços, de onde pode se identificar as temperaturas Ar_1 e Ar_3 . Finalmente, na figura 5.11, ilustra-se o resfriamento realizado a uma taxa constante de 9°C/s , onde se observa a temperatura de início da transformação martensítica (M_i) para os aços em estudo, conclusão esta

que pode ser evidenciada pela inexistência de nenhuma outra transformação de fase no intervalo de temperatura considerado.

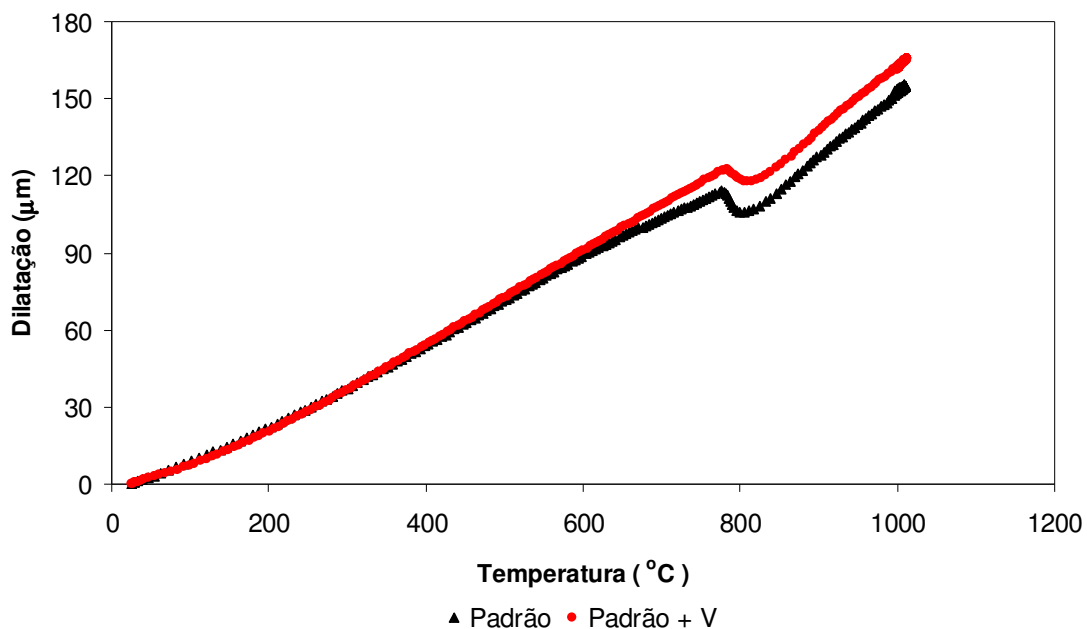


Figura 5.9 – Curva dilatométrica de aquecimento dos aços “Padrão” e “Padrão + V” no estado laminado a uma taxa média de 10°C/s

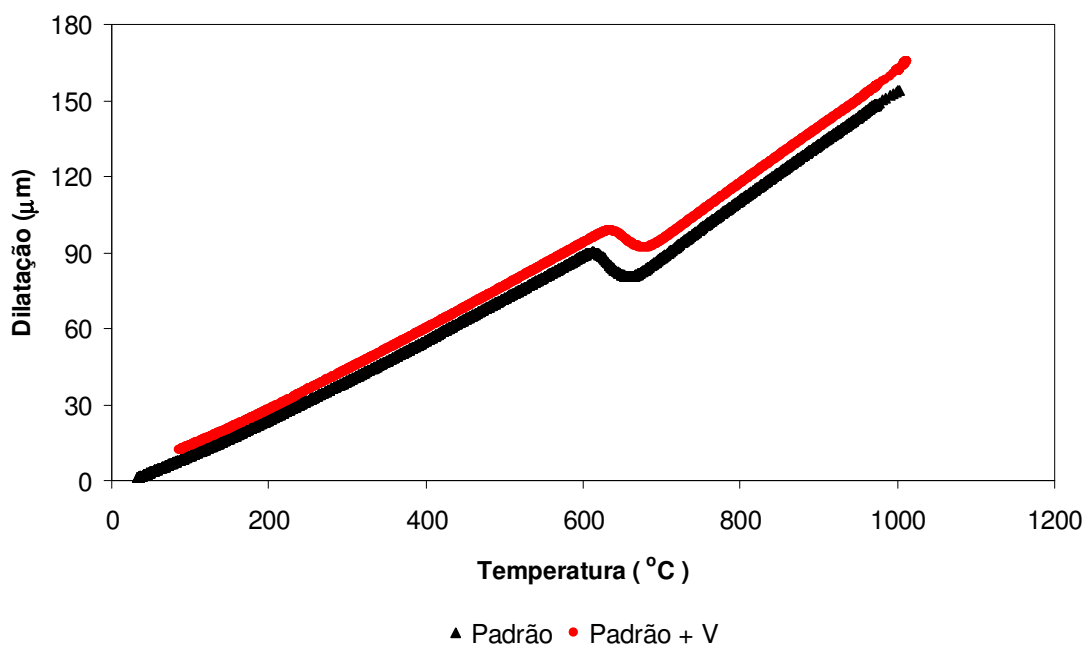


Figura 5.10 – Curva dilatométrica de resfriamento dos aços “Padrão” e “Padrão + V” a uma taxa constante de 1°C/s

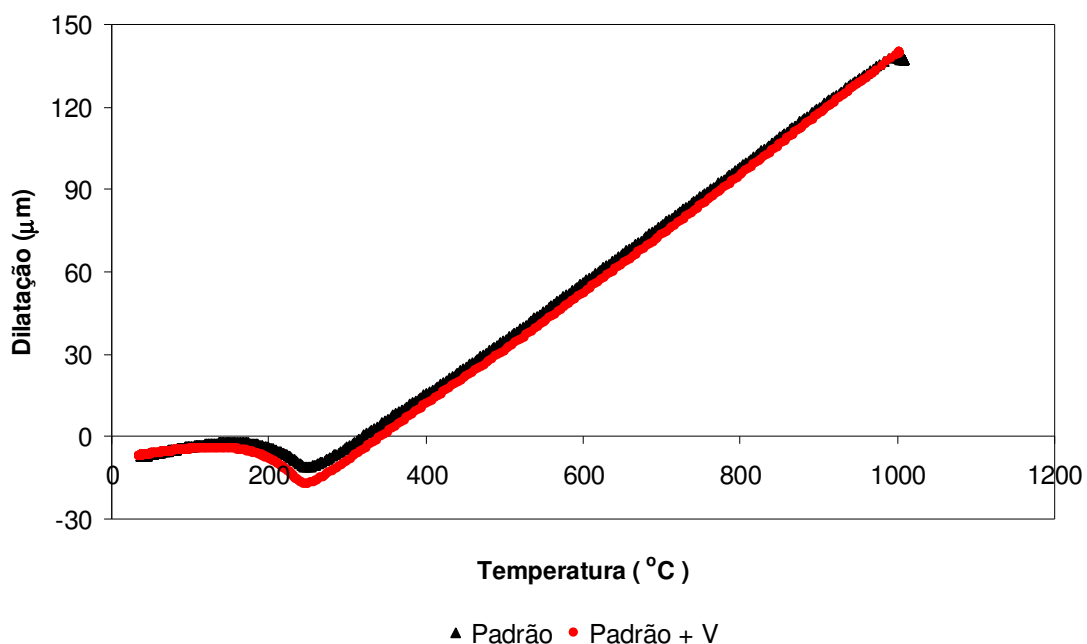


Figura 5.11 – Curva dilatométrica de resfriamento dos aços “Padrão” e “Padrão + V” a uma taxa constante de 9°C/s

A partir da análise das curvas ilustradas nas figuras 5.9 a 5.11, foi possível determinar as principais temperaturas de transformação de fase visualizadas para os dois tipos de aços, conforme dados mostrados na Tabela V.5

TABELA V.5 – Comparativo das temperaturas de transformação de fase determinadas pelas curvas de dilatometria dos dois tipos de aço em estudo.

Temperaturas Importantes	Padrão	Padrão + V
Temperatura Ac1 - 10°C/s	779°C	784°C
Temperatura Ac3 - 10°C/s	805°C	815°C
Temperatura Ar3 - 1°C/s	656°C	672°C
Temperatura Ar1 - 1°C/s	608°C	632°C
Temperatura Mi	215°C	215°C

Conforme pode ser concluído após análise da Tabela V.5, as temperaturas de transformação de fase do aço com adição de vanádio são superiores às temperaturas de transformação de fase do aço “Padrão”. Isto pode ser explicado devido à presença dos precipitados de carbonetos e carbonitretos de vanádio.

No aquecimento da amostra, as temperaturas Ac1 e Ac3 do aço “Padrão + V” são cerca de 5 a 10°C maiores do que o aço “Padrão”. Com a presença dos carbonetos, a energia do sistema é utilizada tanto para a dissolução dos carbonetos quanto para a nucleação da nova fase, sendo, então, necessário um maior aporte de energia para que os dois processos ocorram simultaneamente. Mesmo sendo os carbonetos sítios para a nucleação da nova fase, fato que poderia diminuir a temperatura necessária para a transformação, a temperatura para tal ainda é maior.

No resfriamento da amostra a uma taxa constante de 1°C/s, observa-se que as temperaturas Ar3 e Ar1 são maiores para o aço “Padrão + V” do que aquelas para o aço “Padrão”. Isto pode ser explicado, pois os carbonetos servem como sítios para nucleação da nova fase, acelerando o processo de transformação, fazendo com que o mesmo ocorra em temperaturas maiores do que para o aço sem a presença destes precipitados.

5.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PÓS-TÊMPERA

Com o objetivo de verificar a influência do vanádio no refinamento do tamanho de grão austenítico (TGA), foram realizadas medidas deste parâmetro em função do tempo de austenitização para uma temperatura definida ($T = 920^{\circ}\text{C}$) para os dois tipos de aços e os resultados são mostrados na figura 5.12.

A figura ilustra que o aço microligado ao vanádio apresenta tamanho de grão austenítico mais fino do que o aço comum. Este refinamento do grão é consequência da precipitação dos carbonetos de vanádio após o processo de laminação a quente. De acordo com BARANI *et al.* (2002), para uma concentração de 0,55% de carbono, os carbonetos são termodinamicamente instáveis acima de uma temperatura determinada pelo equilíbrio termodinâmico entre as fases presentes. A dissolução dos carbonetos de vanádio é controlada pela cinética e, conseqüentemente, suficiente tempo é necessário para que ela ocorra. Antes da dissolução dos carbonetos, os grãos são ancorados (“pinned”) pelos carbonetos não-dissolvidos e seu crescimento é inibido. Então, mesmo para maiores tempos de austenitização, o aço microligado ao vanádio apresenta grãos mais finos do que o aço sem vanádio.

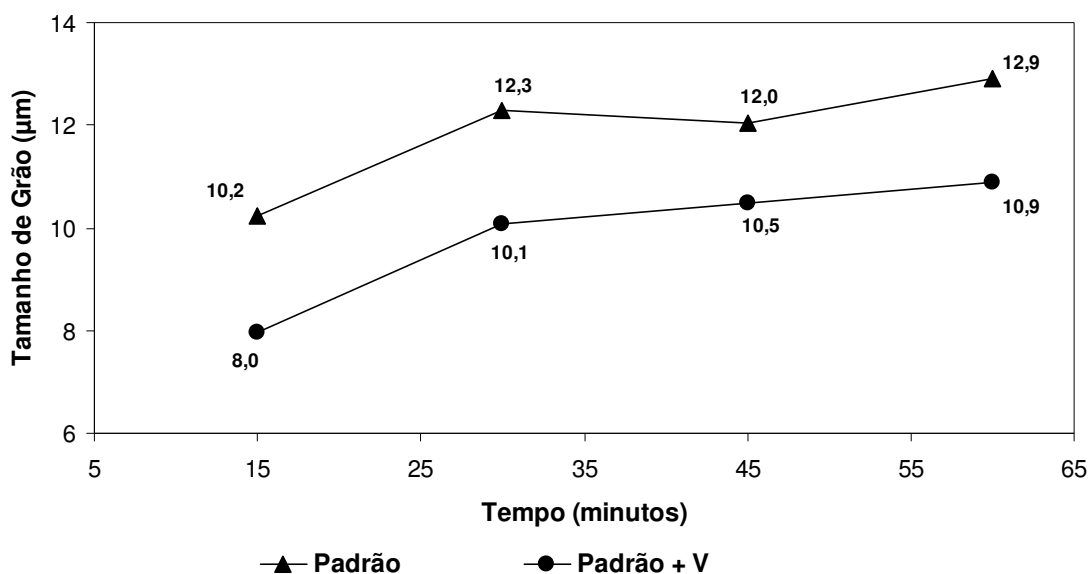


Figura 5.12 – Tamanho de grão austenítico (TGA) em função do tempo, para uma temperatura de austenitização de 920° C.

Os resultados ilustrados na figura 5.14 também foram testados estatisticamente pelo método t de Student e os resultados evidenciaram diferença estatística significativa entre os parâmetros medidos, evidenciada pelos valores do parâmetro Stat t superiores aos valores do t-crítico, conforme mostra a Tabela V.6.

TABELA V.6 – Teste estatístico para verificação da significância da diferença entre os TGA's encontrados para os dois tipos de aços em estudo.

Tempo (minutos)	TGA (µm) "Padrão"	TGA (µm) "Padrão + V"	Stat t	t-crítico
15	10,2 ± 0,4	8,0 ± 0,2	10,96	2,45
30	12,3 ± 0,7	10,1 ± 0,4	5,38	2,45
45	12,0 ± 0,6	10,5 ± 0,7	3,24	2,45
60	12,9 ± 0,2	10,9 ± 0,5	7,64	2,45

As figuras 5.13 e 5.14 mostram as análises metalográficas em microscópio ótico das estruturas dos aços "Padrão" e "Padrão + V" evidenciando os contornos de grão austeníticos após ataque com ácido pícrico conforme norma ASTM E-112.

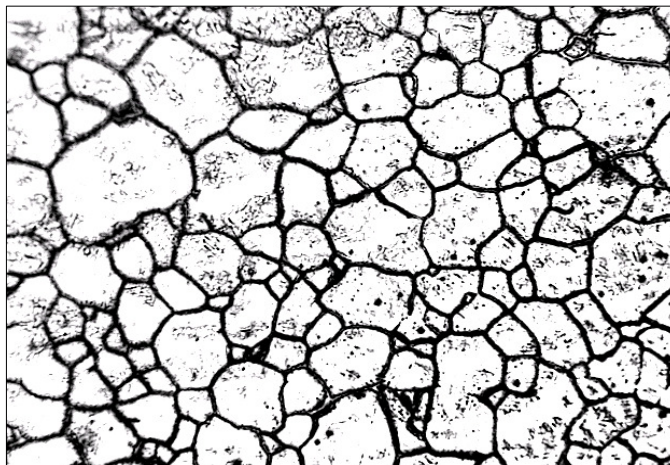


Figura 5.13 – Tamanho de grão austenítico (TGA) do aço “Padrão”, para uma temperatura de austenitização de 920° C e um tempo de austenitização de 15 minutos. 200x. (MO)

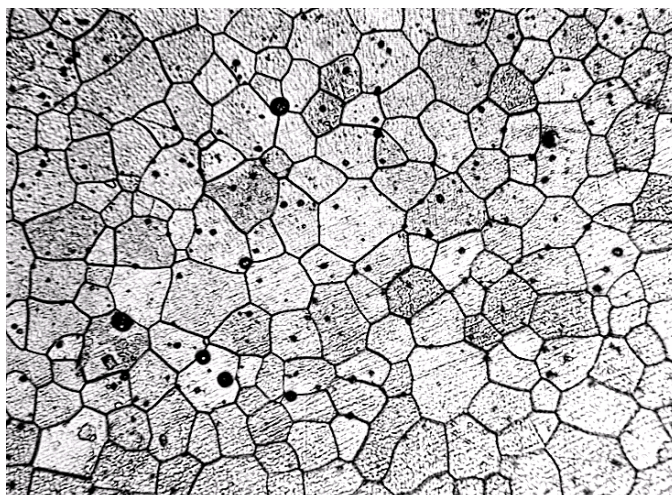


Figura 5.14 – Tamanho de grão austenítico (TGA) do aço “Padrão + V”, para uma temperatura de austenitização de 920° C e um tempo de austenitização de 15 minutos. 200x. (MO)

5.3. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PÓS-REVENIMENTO

As propriedades mecânicas dos dois tipos de aços foram avaliadas também após as amostras serem temperadas e revenidas nas temperaturas entre 350 e 550°C. Termopares foram colocados nas amostras de maneira a avaliar o processo de aquecimento dos corpos de prova durante o revenimento. A figura 5.15 ilustra os corpos de prova e o termopar acoplado aos mesmos. A figura 5.16 ilustra o exemplo

de uma curva de aquecimento dos corpos de prova do aço de composição química modificada, quando revenidos por 60 minutos à 382°C.



Figura 5.15 – Corpos de prova com o termopar acoplado prontos para serem colocados no forno para tratamento de têmpera e revenimento.

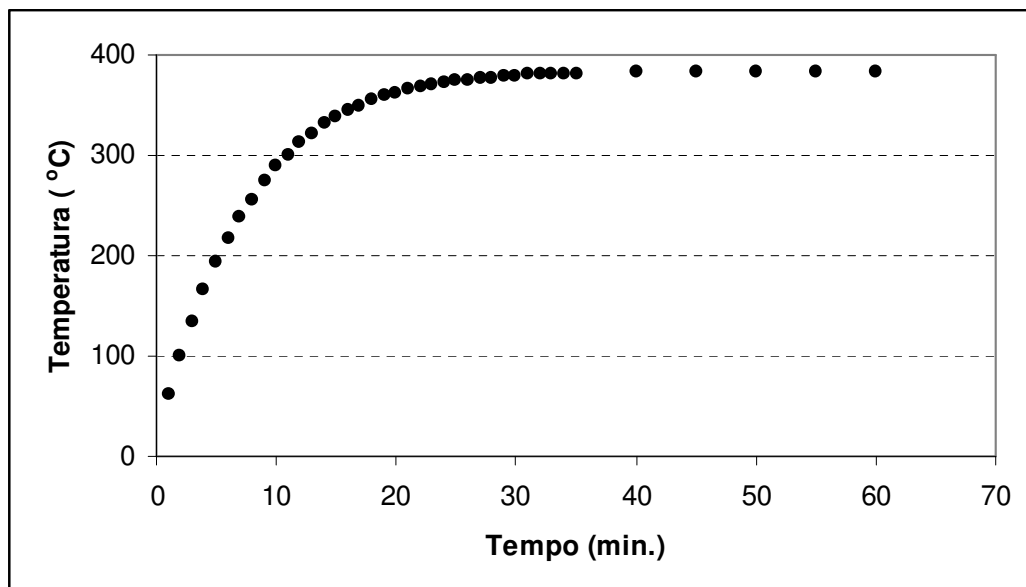


Figura 5.16 – Curva de aquecimento das amostras para o tratamento de revenimento por 60 minutos a uma temperatura de 382°C.

As figuras 5.17 e 5.18 ilustram as variações das propriedades mecânicas de resistência, expressa em termos do limite de resistência (R_m) e da dureza medida na escala HRc, em função de várias temperaturas de revenimento. O objetivo destes gráficos é visualizar as melhores condições de tratamento térmico das molas de suspensão, de maneira a otimizar as propriedades para este componente.

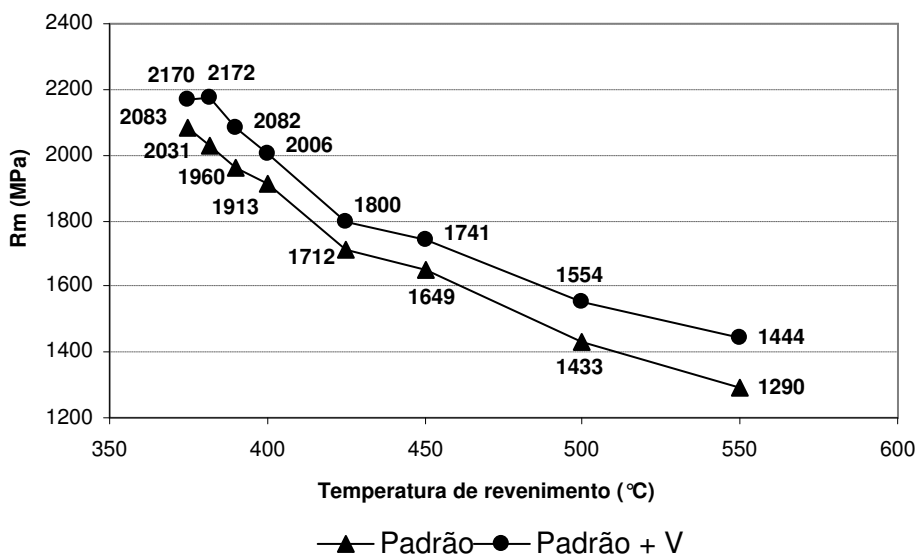


Figura 5.17 – Curva de limite de resistência à tração (R_m) dos aços “Padrão” e “Padrão + V” obtida após o tratamento de revenimento.

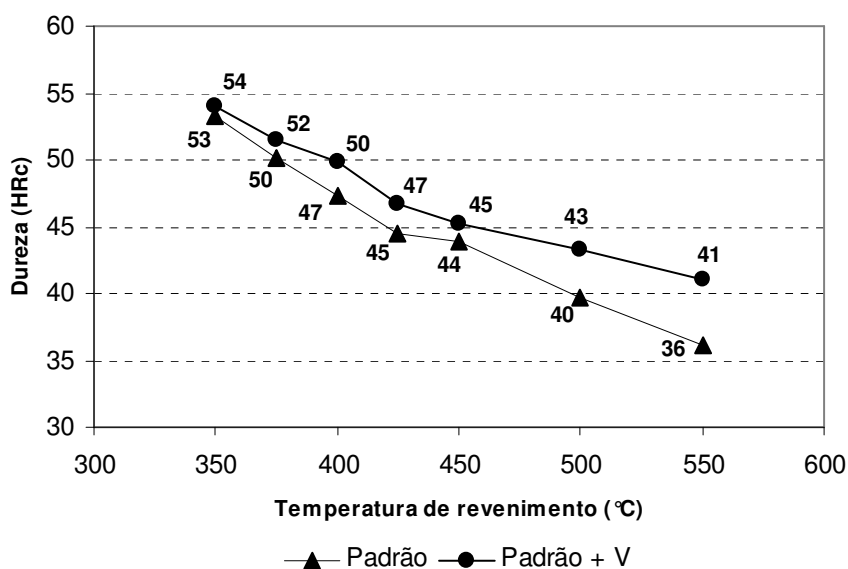


Figura 5.18 – Curva de dureza HRc dos aços “Padrão” e “Padrão + V” obtida após o tratamento de revenimento.

Pela análise das figuras 5.17 e 5.18, é possível perceber que o aço “Padrão + V” apresenta maiores propriedades de resistência mecânica, tanto em termos de limite de resistência quanto em termos de dureza, para todas as temperaturas de revenimento testadas. Estes valores variam de 100 a 150MPa aproximadamente para os valores de limite de resistência e de 1 a 5HRc para os valores de dureza.

Estes valores vão de encontro com os valores obtidos para os aços testados na condição de fio-máquina e barra trefilada, comprovando a eficácia da adição de vanádio no aumento dos parâmetros de resistência mecânica para este aço.

Testes estatísticos foram realizados para verificar se os dados são estatisticamente diferentes considerando a variabilidade encontrada e os resultados, ilustrados na Tabela V.7, evidenciaram, com 95% de confiança que a média dos limites de resistência à tração do aço “Padrão + V” é superior ao aço “Padrão” para todas as temperaturas de revenimento testadas. Os erros correspondem ao valor do desvio-padrão encontrado nas análises.

TABELA V.7 – Teste estatístico para verificação da significância da diferença entre os R_m 's encontrados para os dois tipos de aços em estudo.

Temperatura (°C)	R_m (MPa) "Padrão"	R_m (MPa) "Padrão + V"	Stat t	t-crítico
375	2170 ± 11	2083 ± 15	7,05	2,78
382	2172 ± 22	2031 ± 13	9,67	2,78
390	2082 ± 6	1960 ± 15	13,82	2,78
400	2006 ± 17	1913 ± 8	8,45	2,78
425	1800 ± 8	1712 ± 37	3,99	2,78
450	1741 ± 10	1649 ± 18	6,52	2,78
500	1554 ± 10	1433 ± 4	19,77	2,78
550	1444 ± 18	1290 ± 16	11,13	2,78

Os resultados obtidos confirmam que o aço microligado ao vanádio é mais resistente que o aço comum para todas as temperaturas de revenimento simuladas. A teoria estudada no artigo de LEE C.S. *et al.* (1997) evidencia que na temperatura de revenimento em torno de 350°C, em adição a grande quantidade de VC, a precipitação de carboneto épsilon e de cementita contendo Cr e V torna-se evidente, conforme figura 3.19, e o aço exibe a resistência máxima conforme curva de resistência da

figura 5.17. Com o aumento da temperatura de revenimento, a resistência do aço começa a diminuir continuamente, principalmente pela conversão do carboneto ϵ em cementita. A cementita coalesce e a matriz torna-se mais macia. BARANI *et al.* (2005)

Como as molas de suspensão têm um formato espiral, torna-se impossível a medição industrial de limite de resistência à tração deste componente mecânico. Com isto, é de vital importância conhecer a relação entre o limite de resistência mecânica à tração e a dureza do aço na condição de temperado e revenido para que os projetistas possam calcular a resistência mecânica da mola de acordo com os esforços a serem aplicados.

Foi feita, então, uma correlação entre o limite de resistência à tração e a dureza HRc para os dois tipos de aços em estudo, conforme ilustrado nos gráficos das figuras 5.19 e 5.20.

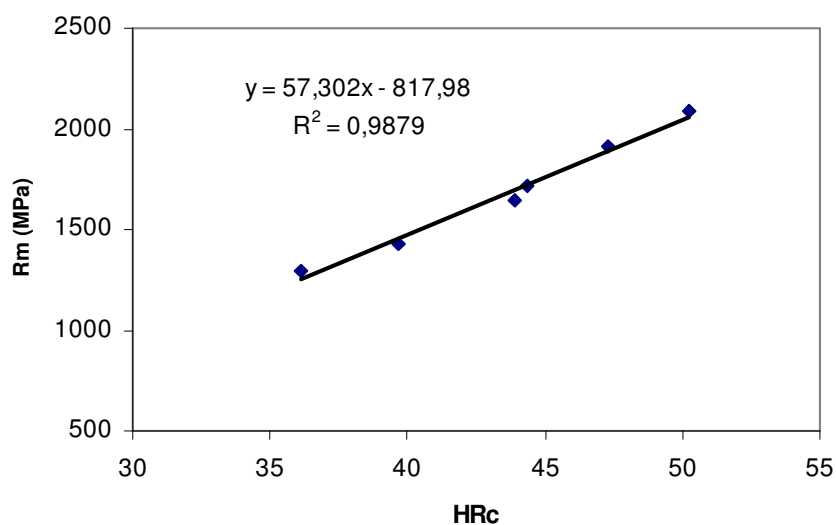


Figura 5.19 – Correlação entre o limite de resistência (R_m) e a dureza HRc para o aço “Padrão”

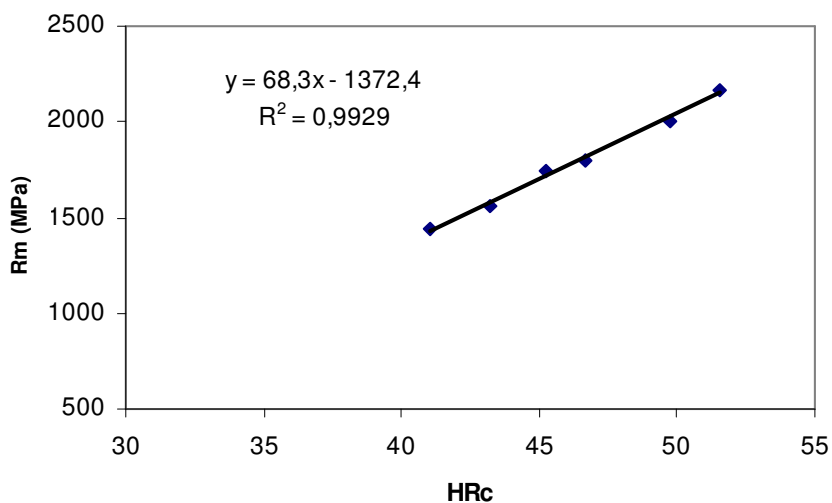


Figura 5.20 – Correlação entre o limite de resistência (R_m) e a dureza HRc para o aço “Padrão + V”

Diante dos resultados obtidos, obtivemos duas equações que expressam o limite de resistência à tração (R_m) em função da dureza (HRc) obtida em molas temperadas e revenidas para o aço “Padrão”, onde:

$$R_m = 57,302 \text{ HRc} - 817,98 \quad (5.1)$$

e para o aço “Padrão + V”, onde:

$$R_m = 68,3 \text{ HRc} - 1372,4 \quad (5.2)$$

Ambas as equações apresentaram excelente correlação aos dados, explicitado pelo coeficiente de correlação de Pearson próximo da unidade.

Conforme já relatado no trabalho, as molas de suspensão demandadas pela indústria automotiva com o objetivo de redução dos pesos dos automóveis necessitam de uma maior resistência mecânica, porém sem perda das propriedades de ductilidade e tenacidade.

A curva da figura 5.21 ilustra a variação das propriedades de ductilidade dos dois aços testados nas várias temperaturas de revenimento.

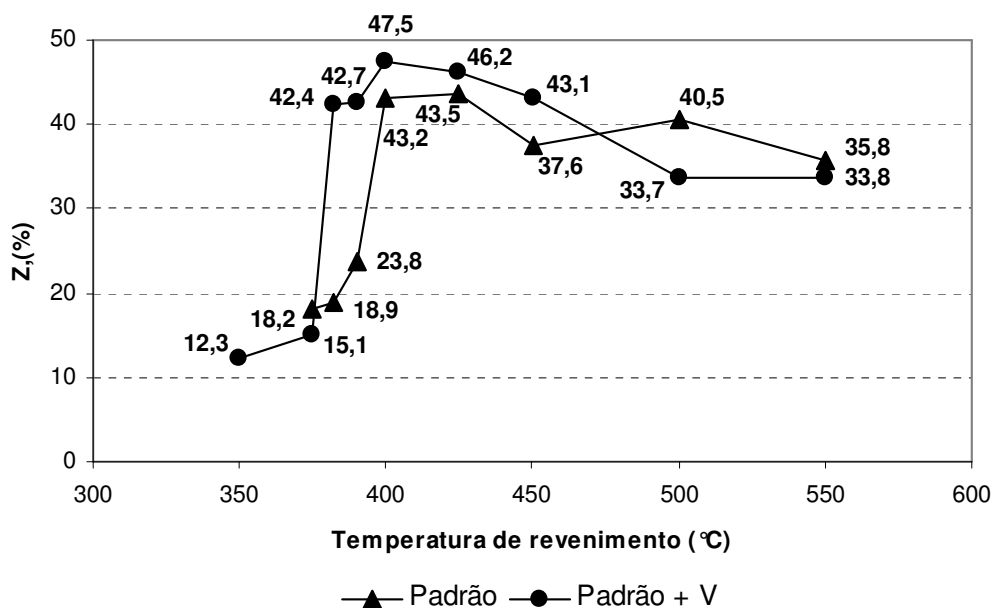


Figura 5.21 – Curva de ductilidade dos aços “Padrão” e “Padrão + V” obtida após o tratamento de revenimento.

A curva de ductilidade ilustra que o aço microligado ao vanádio apresenta valores superiores de redução de área nas temperaturas entre 380 e 425°C, comprovadas inclusive pela análise estatística mostrada na Tabela V.8, demonstrando a diferença de comportamento dos materiais nesta faixa de temperatura de revenimento. O aço com vanádio apresenta um comportamento mais dúctil em relação ao aço comum nestas temperaturas, que pode ser conseqüência do menor tamanho de grão austenítico comprovada pelas medições realizadas e apresentadas na figura 5.12.

Em temperaturas iguais ou superiores a 450°C, a análise estatística evidenciou que os valores medidos do parâmetro Z não evidenciaram diferença estatística significativa entre os valores encontrados. Ou seja, pela análise pelo método t de Student, podemos afirmar, com 95% de confiança, que as médias dos valores medidos para a redução de área até à estrição em temperaturas de revenimento iguais ou superiores a 450°C para ambos os aços não são diferentes.

TABELA V.8 – Teste estatístico para verificação da significância da diferença entre os Z's encontrados para os dois tipos de aços em estudo.

Temperatura (°C)	Z (%) "Padrão"	Z (%) "Padrão + V"	Stat t	t-crítico
375	16 ± 9	15 ± 2	-0,09	2,78
382	19 ± 7	42 ± 2	5,83	2,78
390	24 ± 3	43 ± 2	8,42	2,78
400	43 ± 2	47,5 ± 0,6	3,13	2,78
425	43,5 ± 0,6	46 ± 1	3,76	2,78
450	38 ± 8	43 ± 3	1,11	2,78
500	40 ± 1	34 ± 5	-2,53	2,78
550	36 ± 2	34 ± 5	-0,68	2,78

BARANI *et al.* (2004) demonstraram que esta menor ductilidade do aço sem vanádio em determinadas temperaturas pode ser explicada pela presença de filmes de carbonetos nos contornos de grão austeníticos pré-existentes que reduzem a ductilidade do aço em determinadas temperaturas, conforme pode ser visualizado na Figura 5.22. Em temperaturas superiores a 400°C, estes carbonetos começam a esferoidizar. Estes filmes não foram vistos nos aços contendo vanádio (figura 5.23). Ao invés disso, foram visualizadas ilhas ferríticas nos contornos de grão austeníticos prévios, podendo ser resultado da presença de carbonetos de vanádio não dissolvidos que localmente reduzem a concentração de carbono na austenita e, conseqüentemente, aumentam a temperatura A_{r3} .

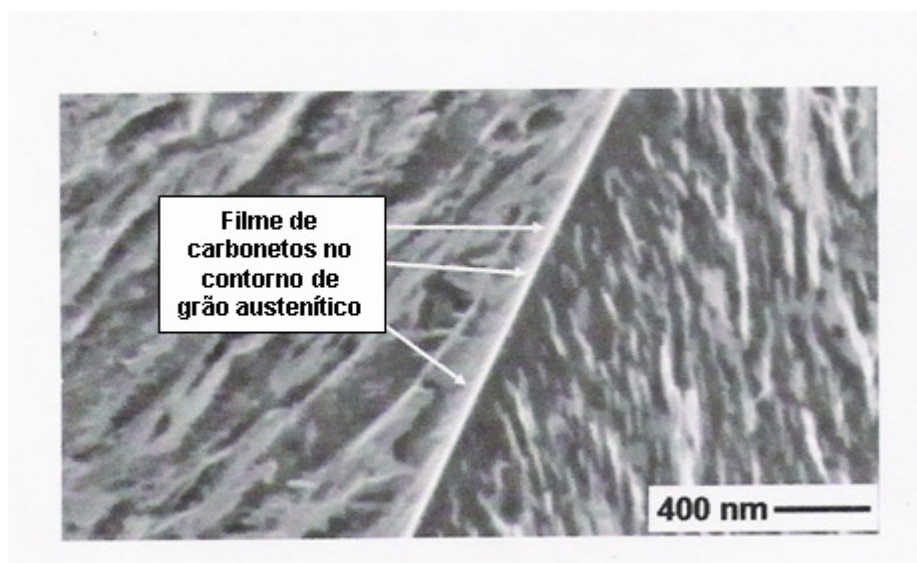


Figura 5.22 – Microestrutura do aço 55SiCr6 temperado e revenido (1h, T= 350°C). Ataque Nital 2%. (Adaptado de BARANI *et al.*, 2005)

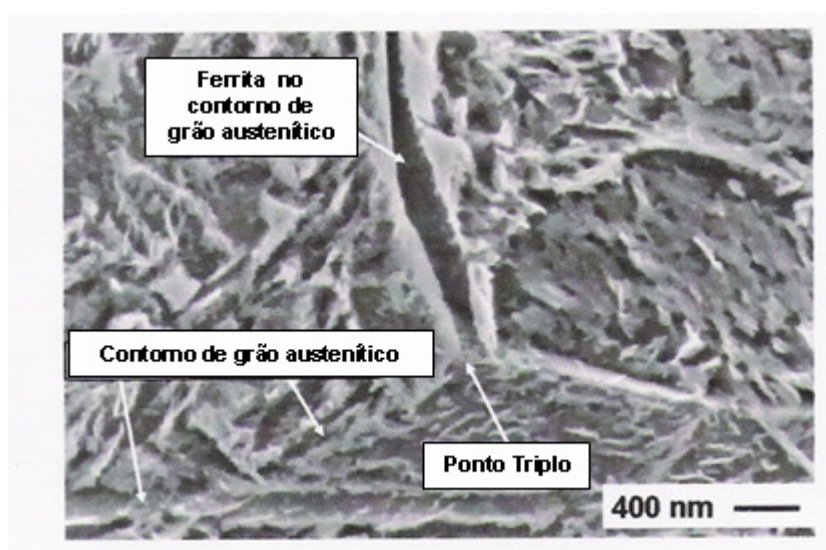


Figura 5.23 – Microestrutura do aço 55SiCrV6 temperado e revenido (1h, T= 350°C). Ataque Nital 2%. (Adaptado de BARANI *et al.*, 2005)

A figura 5.24 mostra a curva de ductilidade do aço 55SiCr6 com e sem a presença de vanádio obtida pelos experimentos de Barani *et al.* comprovando a maior ductilidade do aço microligado.

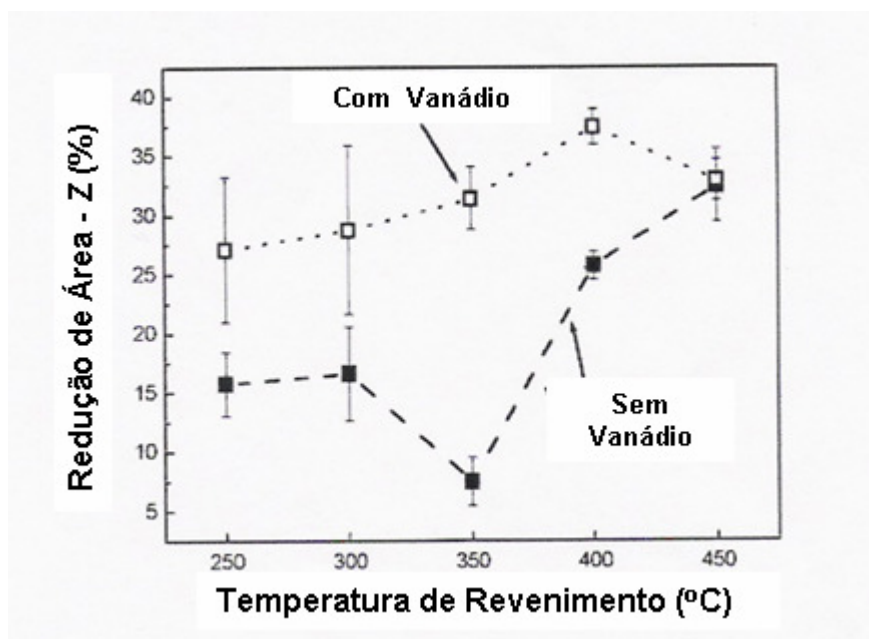


Figura 5.24 – Curva de redução de área na estrição (Z) em função de várias temperaturas de revenimento para os aços 55SiCr6 e 55SiCrV6 (Adaptado de BARANI *et al.*, 2005)

As figuras 5.25 e 5.26 ilustram as microestruturas atacadas com reagente Nital dos aços “Padrão” e “Padrão + V” após revenimento por 1h na temperatura de 382°C. Pode-se perceber pela análise das microestruturas que o aço sem adição de vanádio apresenta em sua microestrutura a presença de quantidades de martensita ainda não-revenida, fato que pode explicar a baixa redução de área na estrição encontrada nas amostras deste tipo de aço.

Já a microestrutura do aço “Padrão + V” ilustra uma microestrutura mais homogênea deixando claro que a temperatura utilizada foi suficiente para reverter a martensita obtida após tratamento de têmpera, resultando em uma maior ductilidade deste tipo de aço, evidenciada pelo maior valor de Z obtido após os ensaios de tração.

As figuras 5.27 e 5.28 ilustram estas mesmas microestruturas, obtidas em microscópio eletrônico de varredura, com um maior aumento.

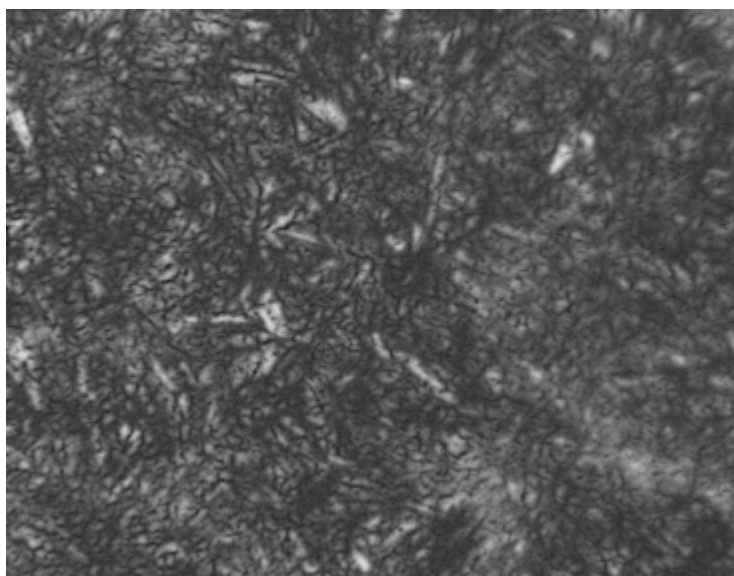


Figura 5.25 – Microestrutura da seção transversal do corpo de prova do aço “Padrão” temperado e revenido (1h, T= 382°C). Ataque Nital 2%. Aumento 1000X. (MO).

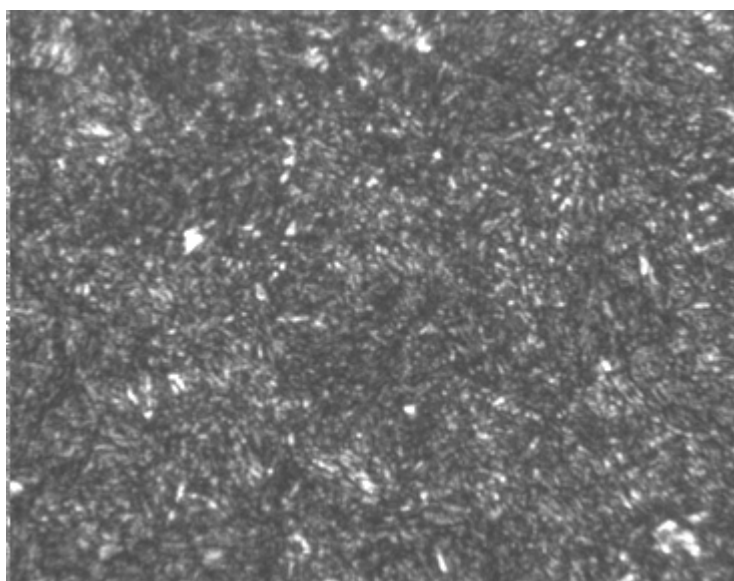


Figura 5.26 – Microestrutura da seção transversal do corpo de prova do aço “Padrão + V” temperado e revenido (1h, T= 382°C). Ataque Nital 2%. Aumento 1000X. (MO).

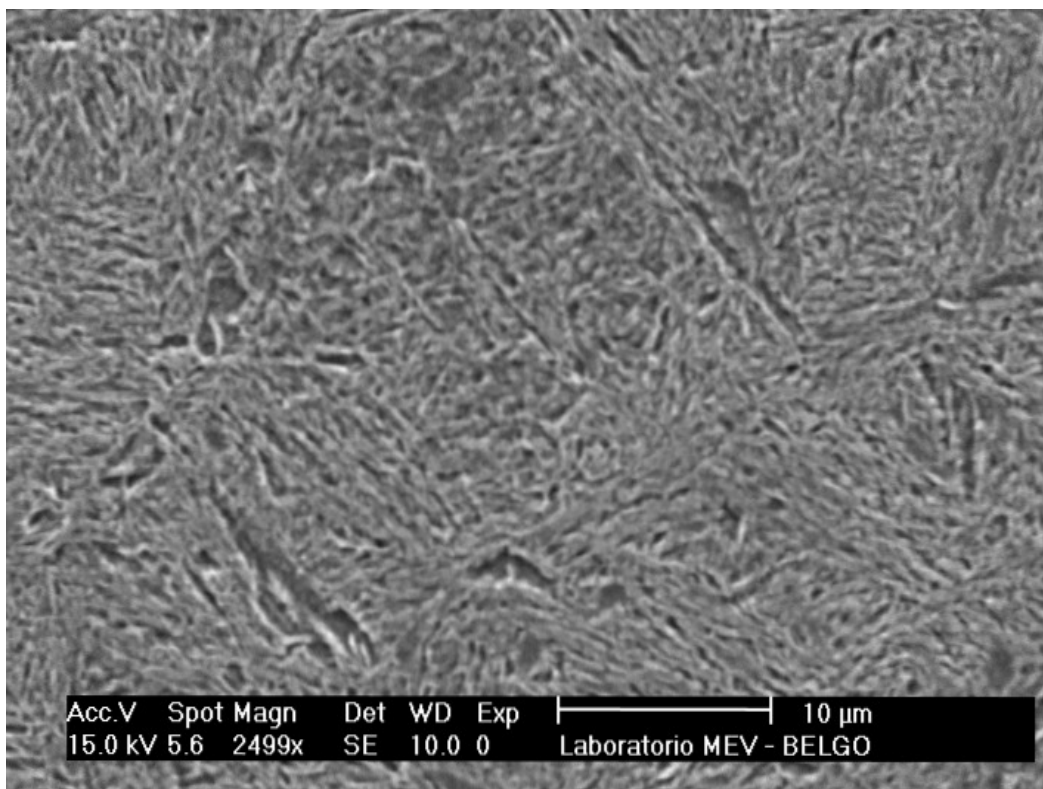


Figura 5.27 – Microestrutura da seção transversal do corpo de prova do aço “Padrão” temperado e revenido (1h, T= 382°C). Ataque Nital 2%. Aumento 2500X. (MEV).

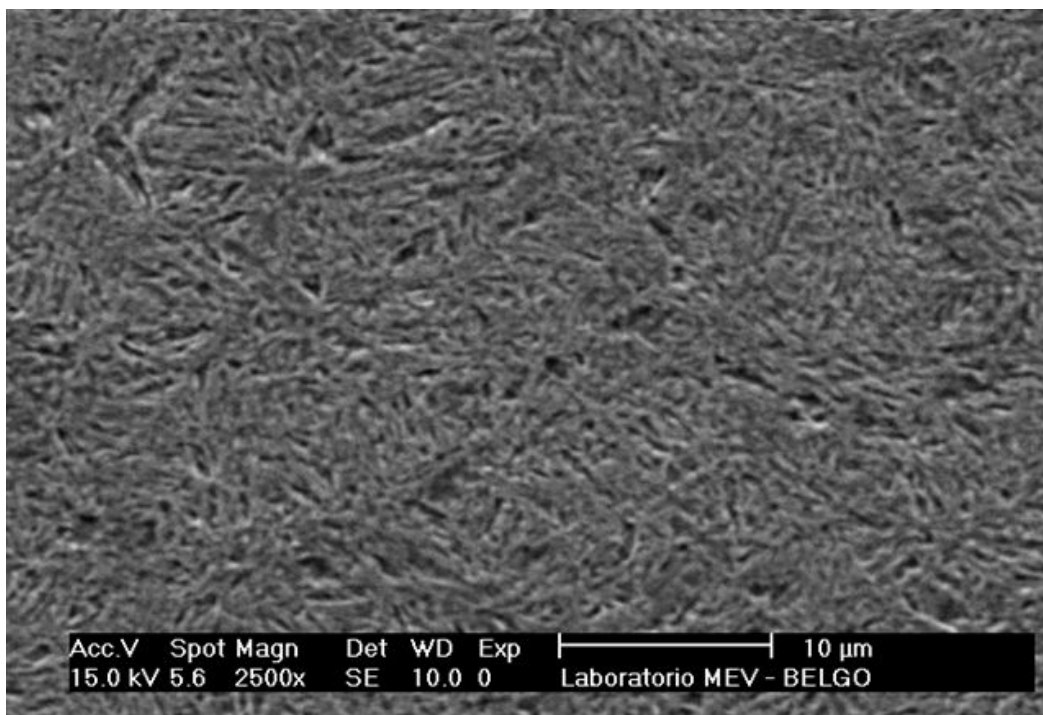


Figura 5.28 – Microestrutura da seção transversal do corpo de prova do aço “Padrão + V” temperado e revenido (1h, T= 382°C). Ataque Nital 2%. Aumento 2500X. (MEV).

A figura 5.29 resume os resultados obtidos nos ensaios de tração para as várias temperaturas de revenimento testadas. A presença do vanádio permite obter as melhores combinações das propriedades de resistência mecânica e ductilidade, localizadas no quadrante superior à direita na figura. Pode-se perceber que nesta parte do gráfico estão localizados os corpos de prova com $R_m > 2000\text{MPa}$ aliados à uma redução de área na estrição superior a 40%, correspondentes às temperaturas de revenimento para o aço “Padrão + V” entre 380 e 400°C.

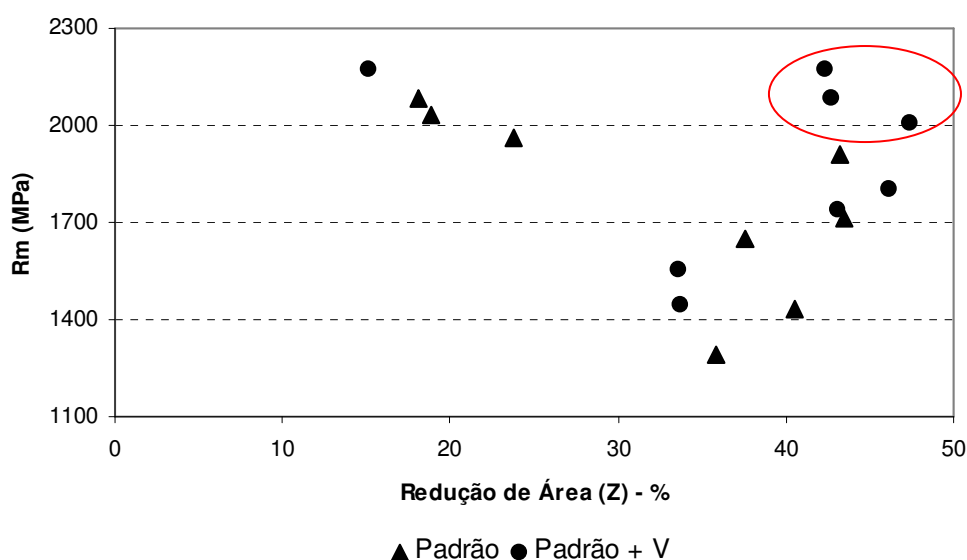


Figura 5.29 – Combinação das propriedades de resistência mecânica e ductilidade dos aços “Padrão” e “Padrão + V” nas diferentes temperaturas de revenimento

5.4. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DAS AMOSTRAS REVENIDAS

As figuras 5.30 e 5.31 mostram os aspectos macroscópicos das superfícies de fratura dos corpos de prova temperados e revenidos por 1h a temperatura de 382°C dos aços “Padrão” e “Padrão + V”, respectivamente, ensaiados em tração na temperatura ambiente.

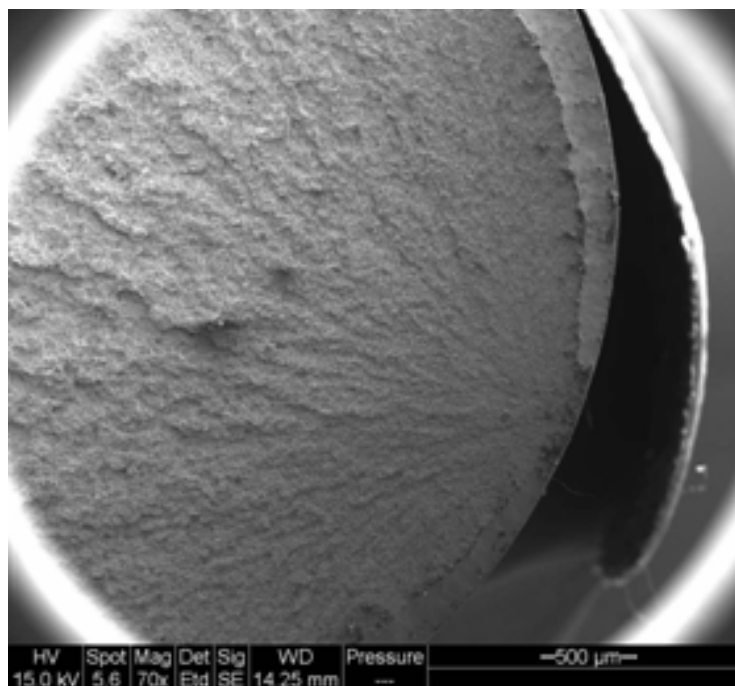


Figura 5.30 – Superfície de fratura do corpo de prova do aço “Padrão” testado após tratamento de têmpera e revenimento (1h, T = 382°C).

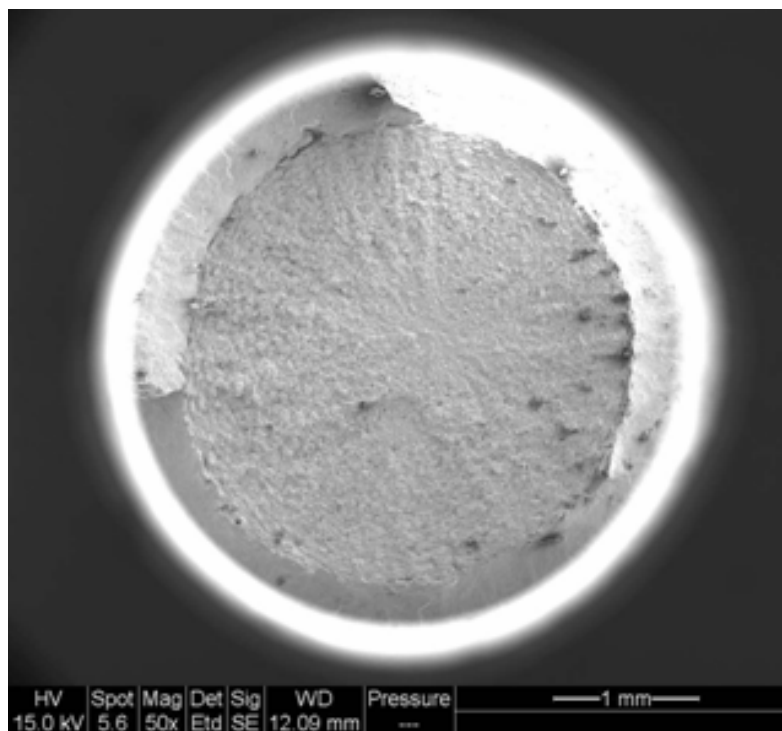


Figura 5.31 – Superfície de fratura do corpo de prova do aço “Padrão + V” testado após tratamento de têmpera e revenimento (1h, T = 382°C).

A figura 5.30 mostra, para o aço “Padrão”, fratura reta, aspecto típico de fratura frágil. A redução de área na estrição é praticamente nula no caso da amostra testada após o tratamento de têmpera e revenimento. No caso desta amostra a superfície de fratura não apresenta as zonas fibrosa, radial e de cisalhamento, características de fratura dúctil em tração (DIETER, 1986).

Na superfície de fratura da amostra do aço “Padrão + V, Figura 5.31, observa-se um aspecto tipo taça e cone, aspecto típico de fratura dúctil. É observada a presença das zonas fibrosa, radial e de cisalhamento, aspecto compatível com a maior ductilidade desta amostra nesta temperatura de revenimento.

Na figura 5.32 são apresentadas as características microscópicas da fratura mostrada na figura 5.30, observadas com microscopia eletrônica de varredura, em pontos situados no centro da amostra.

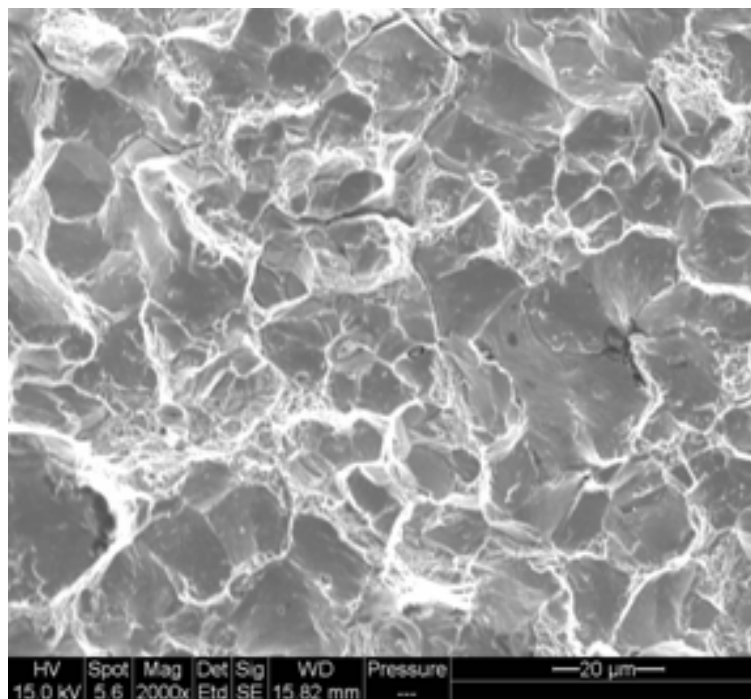


Figura 5.32 – Microfractografia da região central da superfície de fratura do corpo de prova do aço “Padrão” testado após tratamento de têmpera e revenimento (1h, T = 382°C). 2000X (MEV).

Os aspectos microfractográficos relativos à amostra estão de acordo com o baixo valor de redução de área obtido (DIETER, 1986). Observa-se a presença de degraus de clivagem no centro da fratura, figura 5.32, como era de se esperar. Este aspecto é indicativo de propagação frágil da trinca na região radial o que é consistente com o menor valor de redução de área obtido no caso desta amostra, 5%, para a temperatura de revenimento considerada.

No caso da amostras do aço “Padrão + V”, a presença predominante de dimples, no centro da fratura, figura 5.33, está de acordo com o comportamento dúctil do material (DIETER, 1986), compatível com um valor de redução de área na estricção da ordem de 43%.

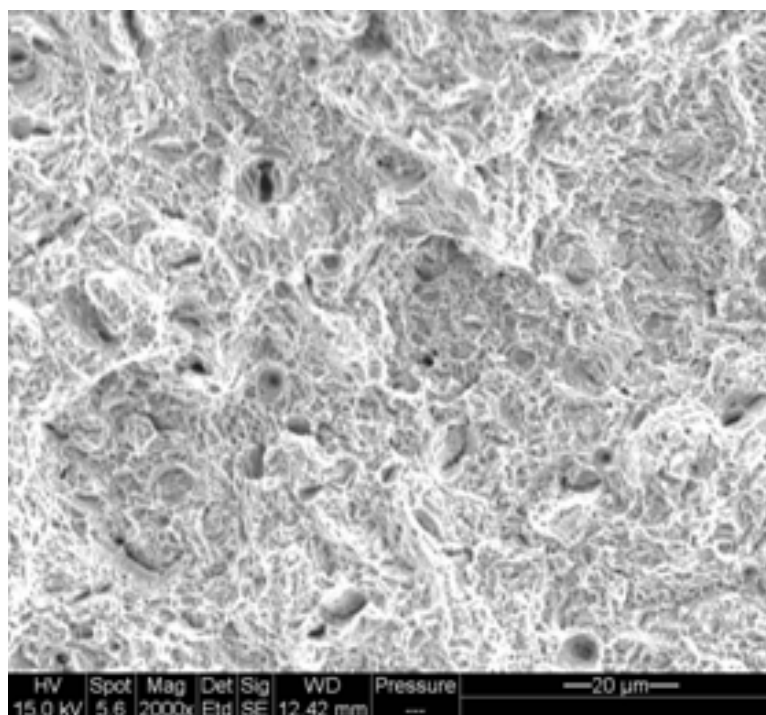


Figura 5.33 – Microfractografia da superfície de fratura do corpo de prova do aço “Padrão” testado após tratamento de têmpera e revenimento (1h, T = 382°C). 2000X (MEV).

6. CONCLUSÕES

A análise realizada dos resultados obtidos neste trabalho dá suporte às seguintes conclusões sobre a influência da adição de vanádio nas propriedades mecânicas de aços médio teor de carbono para molas de suspensão:

- Foi possível a obtenção de fio-máquina de 12,70mm de diâmetro do aço SAE 9254 com adição de vanádio com limite de resistência superior a 1100MPa e redução de área superior a 40%, um dos objetivos específicos deste trabalho.
- Foi possível a determinação das condições de revenimento para o aço com composição modificada que otimizem as propriedades de resistência e ductilidade, evidenciando que o aço “Padrão + V” pode ser revenido a uma temperatura cerca de 10°C inferior ao aço “Padrão”, possibilitando um incremento na resistência mecânica do material sem perda das propriedades de ductilidade, conforme evidenciado na figura 5.29.
- Tanto o fio-máquina quanto a barra trefilada produzidos com o aço de composição química modificada através da adição de vanádio, bem como as amostras temperadas e revenidas, obtiveram um limite de resistência à tração cerca de 120 a 150MPa superior ao aço “Padrão”.
- A variação do limite de resistência à tração do aço “Padrão + V” não pôde ser correlacionada diretamente à presença do vanádio e sua precipitação uma vez que não foram feitas medidas da fração volumétrica nem do tamanho destes precipitados nas várias etapas de fabricação do componente mecânico.
- Utilizando as variáveis obtidas através da equação que expressa o limite de resistência mecânica à tração em função da dureza da mola de suspensão, foi possível desenvolver uma receita para os projetistas de automóveis de acordo com o nível de tensão solicitado por estes componentes.
- Os aspectos macro e microfractográficos das superfícies de fratura em tração das amostras dos dois aços testadas após tratamento de revenimento na temperatura em torno de 380°C revelam que a trinca se propaga por clivagem no aço “Padrão”,

evidenciada pelo valor quase nulo da redução de área na estrição. A presença de dimples na superfície das amostras do aço “Padrão + V” submetidos ao mesmo tratamento térmico indica que no caso destas amostras a fratura é dúctil.

7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

A relevância deste trabalho reside principalmente no desenvolvimento de um aço para mola de suspensão de maior resistência mecânica sem perda das propriedades de ductilidade e tenacidade, possibilitando ao cliente e à indústria automotiva o desenvolvimento de molas mais leves que levarão à redução do peso do automóvel. O desenvolvimento deste aço possibilitará, conseqüentemente, um menor consumo de combustível por parte dos automóveis e, com isso, uma menor emissão de poluentes atmosféricos. A comercialização deste aço possibilitará ainda o aumento do lucro da Belgo-Arcelor Mittal, já que é um produto de maior valor agregado e seu desenvolvimento partiu de uma demanda por parte dos clientes da empresa.

Outro ponto importante diz respeito à determinação das melhores condições de tratamento térmico deste aço de composição química modificada de maneira a otimizar as propriedades mecânicas das molas de suspensão. Este estudo sugere que o aço microligado pode ser revenido a uma temperatura cerca de 10°C inferior ao aço padrão, sem perda das propriedades de ductilidade do material. Embora esta evidência tenha sido obtida em escala de laboratório, a partir de variações nas propriedades mecânicas em amostras usinadas, não sendo possível a quantificação dos precipitados envolvidos devido à adição de vanádio, os resultados indicam claramente que a presença deste elemento é o fator determinante na variação das propriedades mecânicas em função das condições de tratamento térmico estabelecidas.

Com os resultados obtidos, será possível que a empresa comercialize com seus clientes não só um aço que apresente melhores propriedades mecânicas, mas também um serviço de assistência técnica de orientação quanto ao tratamento térmico a ser utilizado de maneira a garantir a obtenção destes resultados.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para caracterizar diretamente o efeito do vanádio na variação das propriedades mecânicas do aço de médio/alto carbono estudado nas condições de laminado e beneficiado, deveria ser medido através de microscopia eletrônica de transmissão (MET) o tamanho dos precipitados formados em todas as etapas do processamento das molas de suspensão de maneira a caracterizar os mecanismos de precipitação envolvidos.

A comparação da variação das propriedades mecânicas para o aço estudado laminado para diferentes diâmetros seria interessante no sentido de se estabelecer a influência da taxa de resfriamento no Stelmor® no efeito do vanádio nestas propriedades.

Finalmente, a medição comparativa da resistência à relaxação das molas de suspensão fabricadas com os dois tipos de aços estudados seria uma excelente maneira para se verificar o efeito direto do vanádio nesta importante propriedade deste componente mecânico ratificando o trabalho de YAMADA *et al.* (1983) em que concluiu que o vanádio aumenta a resistência à relaxação das molas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BARANI, A.A., FEI, L., ROMANO, P., PONGE, D. Effect of vanadium and thermomechanical treatments on the properties of 55SiCr6. *Steel Forming Research Society (FSV)*, Goldene Pforte 1, D-58093. Dusseldorf, Germany. 2005

BORATTO, F., *Metalurgia Física dos Aços Longos*, Boletim de Circulação Interna – Belgo-Arcelor Brasil, 2003, v.1., p.158.

CORDON, B.W., TIMINEY, P., MOTTISHAW, T.D., SMITH, G.D.W. Development of microalloyed pearlitic steels for wire drawing applications. *Conference Proceedings, The Metals Society*, London, p. 228-234, 1983.

DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. 3.ed. Tokyo:Mc GRAW-Hill, 1986. 751p.

DINIZ, E. O. *Análise da Influência do Níobio na Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Barra Chata Temperada e Revenida para Aplicação em Feixes de Mola*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2005. 80p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

GLADMAN *et al.* *Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel, Iron and Steel Institute*, 1971, in LESLIE, W. C. *The Physical Metallurgy of Steels*. International student edition. New York: McGraw-Hill, 1982, 396p.

GLODOWSKI, R.J. Vanadium in medium and high carbon steels. *Vanadium Application Technology, The Use of Vanadium in Steel. Paper Presented at The Vanitec International Symposium*. Guilin, China. 6th November 2000.

HAN, K., EDMONDS, D.V., SMITH, G.D.W. Optimization of mechanical properties of high-carbon pearlitic steels with Si and V additions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32A, p. 1313-1324, June 2001.

HERNÁNDEZ, C.A., MEDINA, S.F., MANCILLA, J.E., BLÁZQUEZ, V. Fundamentos metalúrgicos de los aceros microaleados. *Revista Metal. Madrid*. Marzo, 1992. p. 369-382.

HONEYCOMBE, R. W. K. *Steels, Microstructure and Properties*. London: Edward Arnold Publishers Ltd, 1995. 244p.

YAMADA, Y. A., HATSUOKA, N. I., ASHIDA, S., *Spring Steel for Vehicles*. United States Patent 4,409,026. 17 jun. 1981. 11 Out. 1983.

KORCHINSKY, M. A new role for microalloyed steels – adding economic value. *U.S. Vanadium Corporation*. Pittsburgh. Pennsylvania. 2002

KRAUSS, G. *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. Ed. 1989. Ohio: ASM International, 1989. 497p.

LEE, C.S., LEE, K.A., LI, D.M., YOO, S.J., NAM, W.J. Microstructural influence on fatigue properties of a high-strength spring steel. *Materials Science and Engineering*, A241, p. 30-37, 1998

LESLIE, W. C. *The Physical Metallurgy of Steels*. International student edition. New York: McGraw-Hill, 2001, 396p.

MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; SANTOS, D.B. *Metalurgia da Soldagem – Aspectos Gerais*. Belo Horizonte: EEUFMG, 1999. p.2.16-2.20.

MORRISSON, W.B. Overview of microalloying in steel. *Vanadium Application Technology, The Use of Vanadium in Steel. Paper Presented at The Vanitec International Symposium*. Guilin, China. 6th November 2000.

MOTTISHAW, T.D., SMITH, G. D. W. Microalloyed pearlitic steels for the wire industry – mechanisms of alloy element redistribution and strengthening processes in chromium-vanadium eutectoid steels. *Department of Metallurgy and Science of Materials, Oxford University*. 1992

MUHR, T. *Estudo sobre a construção de molas para válvulas de motores a combustão interna altamente solicitados*. Renânia do Norte: Faculdade de Minas, Siderurgia e Geociências, 1992. 145p. (Tradução da Dissertação de Doutorado em Engenharia).

NAM, W.J., CHOI, H.C. High strength steel wire rod for suspension coil spring. *Wire Journal International*. May, 1996. p. 94 – 97

OKI, Y., IBARAKI, N., KURODA T., OGURA, D., YOSHIHARA, N. High strength valve spring steel with excellent fatigue life. *Wire Journal International*. April, 2001. p. 202 – 207

OLIVEIRA, D. C., IMOTO, A., CAETANO, F. B., HAYAKAWA, M.O., SILVA, A. C. A., BARCELOS, E. J. B. V., MIYADA, K. Fabricação de aço para mola dinâmica na Villares qualidade super clean. *58^o Congresso Anual da ABM*. Rio de Janeiro – Brasil. Julho, 2003.

REED-HILL, R. E., ABBASCHIAN, R. *Physical Metallurgy Principles*. Boston: PWS-KENT Publishing Company, 1992, 926p.

TALEFF, E. M., LEWANDOWSKI, J. J., POURLADIAN, B. Microstructure-Property Relationships in Pearlitic Eutectoid and Hypereutectoid Carbon Steels, *The Minerals Metals and Materials*, p.25-30, july 2002.

TITHER, G. Niobium in Steel Castings and Forgings. *In: Proceedings of the International Symposium Niobium*. Orlando, 2001. p.845–872.

VERLAG, R. *Quality of Coil Springs*. Stuttgart, 1996, 208p.

WOODHEAD, J. H. The physical metallurgy of vanadium steels. *Vanadium Application Technology, The Use of Vanadium in Steel. Paper Presented at The Vanitec International Symposium*. Guilin, China. 6th November 2000.

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.