

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

TESE DE DOUTORADO

***CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL
E MECÂNICA DE AÇOS RESISTENTES AO FOGO
A BASE DE MO-Si-P***

Autor: Odair José dos Santos

Orientador: Prof. Berenice Mendonça Gonzalez

Setembro/2004

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Odair José dos Santos

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DE AÇOS
RESISTENTES AO FOGO A BASE DE Mo-Si-P**

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

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Berenice Mendonça Gonzalez

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2004

AGRADECIMENTOS

À professora Berenice Mendonça Gonzalez, pelo apoio, incentivo e orientação na confecção desse trabalho;

Aos companheiros da USIMINAS, em especial às pessoas da Gerência de Pesquisa e Desenvolvimento de Produtos do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, pela ajuda na elaboração de ensaios e apoio na elaboração desse trabalho,

Aos meus amigos e familiares;

À Deus.

SUMÁRIO

<i>Lista de Figuras</i>	vi
<i>Lista de Tabelas</i>	xi
<i>Lista de Símbolos</i>	xiii
1. INTRODUÇÃO	17
2. OBJETIVO	19
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1. AÇOS ESTRUTURAIS	20
3.2. MECANISMOS RESPONSÁVEIS PELA RESISTÊNCIA MECÂNICA DOS AÇOS ESTRUTURAIS	21
3.2.1. Endurecimento por Solução Sólida.....	21
3.2.2. Endurecimento por Refino de Grão	25
3.2.3. Endurecimento por Precipitação	29
3.2.4. Encruamento	31
3.2.5. Transformação de Fase	32
3.3. RESISTÊNCIA MECÂNICA DOS AÇOS ESTRUTURAIS A ALTAS TEMPERATURAS 33	
3.3.1. Efeito dos Elementos de Liga na Resistência Mecânica dos Aços Estruturais Resistentes a Altas Temperaturas	35
3.4. AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS ESTRUTURAIS A ALTAS TEMPERATURAS	37
3.5. AÇOS RESISTENTES AO FOGO	42
3.5.1. Características Gerais.....	42
3.5.2. Características Metalúrgicas dos Aços Resistentes ao Fogo	44
3.5.3. Processamento dos Aços Resistentes ao Fogo.....	51
3.6. OS AÇOS ESTRUTURAIS USIMINAS PARA A CONSTRUÇÃO CIVIL	56

3.7. O EFEITO DO CU E P NOS AÇOS E A SUBSTITUIÇÃO DA BASE CU-CR POR SI-P NOS AÇOS ESTRUTURAIS USIMINAS	59
4. MATERIAIS E MÉTODOS	65
4.1. PRODUÇÃO DOS LINGOTES E LAMINAÇÃO.....	65
4.2. CARACTERIZAÇÃO DOS AÇOS.....	68
4.2.1. Caracterização Microestrutural	67
4.2.2. Curvas <i>CCT</i>	67
4.2.3. Caracterização do Comportamento Mecânico	70
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	74
5.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA	74
5.2. DIAGRAMAS DE TRANSFORMAÇÃO EM RESFRIAMENTO CONTÍNUO (CURVAS <i>CCT</i>).....	74
5.3. ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE LAMINAÇÃO.....	84
5.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS	96
5.4.1. Propriedades Mecânicas em Tração à Temperatura Ambiente	96
5.4.2. Propriedades Mecânicas em Tração a Altas Temperaturas (Resistência ao Fogo).....	102
5.4.3. Tenacidade ao Impacto Charpy	115
5.5. COMENTÁRIOS FINAIS.....	119
6. CONCLUSÕES.....	120
7. CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO	122
8. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	123
9.SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	124
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	125

Lista de Figuras

- FIGURA 3.1- Variação do limite de escoamento em função da variação relativa percentual do parâmetro de rede do Fe- α (GLADMAN, T., 1987) 24
- FIGURA 3.2- Fotomicrografia via microscopia eletrônica de transmissão de um empilhamento de deslocamentos no contorno de grão (MEYERS *et al.*, 1982). 26
- FIGURA 3.3- Efeito da temperatura de transformação na resistência de estruturas ferrito-perlítica e bainítica 33
- FIGURA 3.4- Curvas genéricas de fluência, sob várias temperaturas, a uma mesma tensão (REED-HILL, R., 1982). 38
- FIGURA 3.5- Curvas típicas obtidas de um ensaio de tração sob condições transientes de aquecimento para um aço da classe BS4360-grau 43A(KIRBY, B. R. *et al.*, 1988). 40
- FIGURA 3.6- Variação com a temperatura da variável a_x para valores de deformação de 0,2; 1,0; 2,0 e 5%(KIRBY, B. R. *et al.*, 1988). 41
- FIGURA 3.7- Curvas da variação do limite de resistência e de escoamento medido a 0,2; 1,0; 2,0 e 5% de deformação em função da temperatura de teste obtidas de um ensaio de tração sob condições estacionárias de aquecimento para um aço da classe BS4360-grau 43A(KIRBY, B. R. *et al.*, 1988). 42
- FIGURA 3.8- Curvas de fluência para os aços FR1, FR2 e S275 a 600°C. A tensão aplicada foi de $0,25\sigma_y$ para os aços FR e $0,57\sigma_y$ (sendo σ_y o limite de escoamento do aço a 20°C) (SHA, W. *et al.* 1999). 43

FIGURA 3.9- Efeito da adição de Mo nas propriedades à tração do aço 0,14%C-1%Mn-0,5%Cr-0,02%Nb (CHIJIWA, R. <i>et al.</i> ,1994).....	45
FIGURA 3.10- Efeito da adição de Mo na fração de ferrita do aço 0,14%C-1%Mn-0,5%Cr-0,02%Nb (CHIJIWA, R. <i>et al.</i> , 1994).	46
FIGURA 3.11- Efeito da adição de Nb, Mo e da combinação Nb+Mo nas propriedades à tração do aço 0,1%C-0,9Mn (CHIJIWA, R. <i>et al.</i> , 1994).	47
FIGURA 3.12- Efeito da adição de Mo na microestrutura de três aços, sendo: a) 0,37%, b) 0,20% e c) 0,005%.(ASSEFPOUR-DESFULY, M <i>et al.</i> 1990).	50
FIGURA 3.13- Efeito da temperatura de reaquecimento nas propriedades à tração do aço 0,1%C-0,3%Si-1%Mn-0,5%Cr-0,02%Nb-0,48%Mo (CHIJIWA, R. <i>et al.</i> , 1994).	52
FIGURA 3.14- Efeito da temperatura de acabamento nas propriedades à tração do aço 0,1%C-0,3%Si-1%Mn-0,5%Cr-0,02%Nb-0,48%Mo (CHIJIWA, R. <i>et al.</i> , 1994).	53
FIGURA 3.15- Variação dos valores do limite de escoamento e de resistência testados nas temperaturas de 25, 600 e 700°C nas diferentes condições de processamento do aço 0,3%Cr-0,36%Mo-Nb (CHOO, W. Y. <i>et al.</i> 1999)	55
FIGURA 3.16- Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy a 0°C nas diferentes condições de processamento do aço 0,3%Cr-0,36%Mo-Nb (CHOO, W. Y. <i>et al.</i> 1999).	56
FIGURA 3.17- Influência dos vários elementos na solubilidade do Cu na austenita (LECOMTE-BECKERS, J. <i>et al.</i> , 1983).	61

FIGURA 4.1- Curva típica de um ensaio de dilatométrica (BARDAVID, J.,1984).	68
FIGURA 4.2- Curva de dilatométrica diferencial típica de um aço microligado (BARBOSA, R. A. N. M. <i>et al.</i> , 1989).....	69
FIGURA 4.3- Desenho esquemático do corpo-de-prova de utilizado para a confecção das curvas CCT. Dimensões em mm.....	70
FIGURA 4.4- Dimensões do corpo-de-prova de tração para chapas conforme norma ASTM A370. Dimesnões em mm.....	71
FIGURA 4.5- Esquema do corpo-de-prova de dobramento. Norma ASTM A370. Dimesnões em mm.	73
FIGURA 5.1- Diagramas de transformação em resfriamento contínuo do aço 1A.....	76
FIGURA 5.2 - Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 1B.	76
FIGURA 5.3 - Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 1B-Nb. .	77
FIGURA 5.4- Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 2A.	78
FIGURA 5.5- Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 2B.	79
FIGURA 5.6- Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 2B-Nb. ..	80
FIGURA 5.7- Dureza dos aços em função da velocidade de resfriamento.	82
FIGURA 5.8- Dureza dos com mesmo teor de carbono em função da velocidade de resfriamento	83
FIGURA 5.9- Aspecto da microestrutura do aço 1A. Ataque: nital 4%	84
FIGURA 5.10- Aspecto da microestrutura do aço 1B. Ataque: nital 4%.....	85

FIGURA 5.11- Aspecto da microestrutura do aço 1B-Nb. Ataque: nital 4%	86
FIGURA 5.12- Aspecto da microestrutura do aço 2A. Ataque: nital 4%	87
FIGURA 5.13- Aspecto da microestrutura do aço 2B. Ataque: nital 4%.....	88
FIGURA 5.14- Aspecto da microestrutura do aço 2B-Nb. Ataque: nital 4%	89
FIGURA 5.15- Micrografias dos aços a) 1A, b) 1B-Nb, c) 2A, d) 2B e e) 2B-Nb. Ataque: metabissulfito de sódio. Aumento: 500X.	92
FIGURA 5.16- Desenho esquemático de um dilatômetro para medição de transformação de fase (BARBOSA, R. A. N. M et al, 1989).....	95
FIGURA 5.17- Aspecto da martensita nos aços 1A e 1B-Nb. Aumento: 3000X. Ataque: nital 4%. Legenda: M- martensita; P- perlita.	96
FIGURA 5.18- Limite de escoamento e de resistência dos aços.....	98
FIGURA 5.19- Dureza dos aços na condição de laminados.....	100
FIGURA 5.20- Valores de alongamento percentual (base de medida: 25 mm) dos aços à temperatura ambiente.....	101
FIGURA 5.21- Limite de escoamento (a) e limite e de resistência (b) dos aços em função da temperatura de ensaio.....	104
FIGURA 5.22- Razão entre o limite de escoamento a 600°C e à temperatura ambiente dos aços em função da fração volumétrica de bainita/martensita.....	105
FIGURA 5.23 - Alongamento percentual dos aços em função da temperatura de ensaio.	107

FIGURA 5.24- Relação entre o limite de escoamento a 600°C e o limite de escoamento mínimo especificado à temperatura ambiente (325 MPa)	108
FIGURA 5.25- Comportamento do limite de escoamento em função da temperatura para os aços da classe 1.....	109
FIGURA 5.26- Comportamento do limite de escoamento em função da temperatura para os aços da classe 2.....	110
FIGURA 5.27- Relação entre o alongamento a 200 e 400°C e a resistência ao fogo dos aços das classes 1 e 2.	111
FIGURA 5.28- Variação da dureza dos aços com a temperatura de tratamento.	113
FIGURA 5.29- Valores de energia absorvida em ensaio de impacto charpy a 0°C. A linha tracejada refere-se ao mínimo especificado de 27J.....	117
FIGURA 5.30- Relação entre a energia absorvida em ensaio de impacto Charpy a 0°C e fração de ferrita dos aços das classes 1e 2	118

Lista de Tabelas

TABELA III.1- Valores da variação relativa percentual (e) dos parâmetro de rede do Fe- α em função da presença de alguns elementos em solução sólida (GLADMAN T., 1987.....	22
TABELA III.2- Coeficiente de Endurecimento (A) de alguns elementos no endurecimento por solução sólida da ferrita (MORRISON, W. B., 1980)..	23
TABELA III.3- Parâmetros físicos de alguns átomos substitucionais na rede do Fe- α (SHA, W. <i>et al.</i> , 2002).....	25
TABELA III.4- Efeito do tamanho de grão sobre o limite de escoamento e a temperatura de transição dúctil-frágil de um aço ARBL (PICKERING, F. B., 1978) ..	29
TABELA III.5- Contribuições de alguns elementos formadores de precipitados para o aumento da resistência mecânica dos aços (MORRISON, W. B., 1980) ..	30
TABELA III.6- Condições de laminação e resfriamento do aço 0,3%Cr-0,36%Mo-Nb (CHOO, W. Y. <i>et al.</i> 1999).....	55
TABELA III.7- Composição química típica dos aços estruturais USIMINAS para a construção civil (% em peso)...	57
TABELA III.8- Propriedades dos aços estruturais USIMINAS para a construção civil...	57
TABELA III.9- Bases químicas dos aços dos aços estruturais para a construção civil... .	58
TABELA IV.1- Composição química visada dos aços (% em peso)...	65

TABELA IV.2- Escala de passes utilizada na laminação dos lingotes... ..	66
TABELA V.1- Composição química obtida e carbono equivalente dos aços propostos (% em peso).....	74
TABELA V.2- Quantidade relativas das fases e tamanho de grão ferrítico dos aços	91
TABELA V.3- Valores de dureza (HV), limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento percentual (Al) dos aços na temperatura ambiente).... ..	98
TABELA V.4- Valores de alongamento percentual à temperatura ambiente dos aços 1A, 1B, 1B-Nb, 2A, 2B e 2B-Nb na base de medida de 25 mm e convertidos para a base 50 mm juntamente como valor mínimo especificado para o aço USI FIRE 350.....	101
TABELA V.5- Valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento percentual (Al) dos aços às temperaturas ambiente, 200, 400 e 600°C.....	103
TABELA V.6- Valores da razão entre o limite de escoamento a 600°C, $LE_{600^{\circ}C}$, e o limite de escoamento à temperatura ambiente, LE, e da razão, $LE_{600^{\circ}C}/325$ para os aços estudados	105
TABELA V.7- Valores de dureza HV (10kgf) dos aços	113
TABELA V.8- Valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy dos aços na temperatura de 0°C (valores individuais e médios) e convertidos.....	115

Lista de Símbolos:

A: coeficiente de endurecimento, um fator multiplicativo associado à porcentagem de soluto em solução sólida

a: parâmetro de rede do solvente

Al: alongamento

a_x : razão entre os valores do limite de escoamento medido a alta temperatura e à temperatura ambiente para uma determinada deformação x

B: constante relativa à equação 5

CCT: continuous cooling temperature

CEq: carbono equivalente

d: tamanho de grão médio.

e : variação relativa percentual do parâmetro de rede do Fe- α

f_v : fração volumétrica

G_x : módulo de elasticidade transversal do elemento x

HV: dureza Vickers

IIW: International Institute of Welding

k : constante associada ao destravamento das deslocações

LE: limite de escoamento medido à temperatura ambiente

LE_{600°C}: limite de escoamento medido a 600°C

LR: limite de resistência

MEV: microscópio eletrônico de varredura

MO: microscópio ótico

R_x : raio atômico do elemento x

T: temperatura de trabalho

T_f : temperatura de fusão do aço

T_T : temperatura de transição dúctil-frágil

$\Delta\sigma_{precip}$: variação do limite de escoamento associada à precipitação

$\Delta\sigma_{ss}$: variação do limite de escoamento por porcentagem em peso atribuída à presença de um soluto

β : constante associada à equação 5

ρ : densidade de deslocações

ϕ : diâmetro

Δa : aumento no parâmetro de rede do solvente associado à presença do soluto

σ_d : contribuição à tensão de fluxo decorrente do aumento da densidade de deslocações

σ_f : tensão de fluxo

σ_o : tensão de fluxo devido a outro mecanismo de endurecimento que não seja o encruamento

σ_i : tensão de fricção oposta ao movimento das deslocações

σ_i : tensão intrínseca da rede ferrítica do devido à presença dos elementos substitucionais

σ_{ppt} : contribuição à tensão de fluxo decorrente do endurecimento por precipitação calculada através do modelo de Ashby-Orowan.

σ_{ss} : contribuição à tensão de fluxo decorrente do endurecimento por solução sólida

σ_y : tensão de escoamento

RESUMO

Devido a problemas relacionados à formação de trincas durante o lingotamento contínuo nos aços para construção civil da série USI SAC, resistentes à corrosão atmosférica, fabricados pela USIMINAS foram desenvolvidos novos projetos de liga para essa série substituindo sua base Cr-Cu por Si-P. Essa mudança de composição química foi capaz de minimizar o custo de produção associado à necessidade de escarfigem e garantiu as mesmas características originais do produto.

Sendo os aços da série USI FIRE, resistentes à corrosão atmosférica e ao fogo, desenvolvidos a partir de composição química semelhante a dos aços USI SAC, a menos da presença do Mo, considerou-se também a mudança de sua base Mo-Cu-Cr para Mo-Si-P. Dessa forma, a finalidade desse estudo foi o desenvolvimento de um novo aço USI FIRE, usando a base Mo-Si-P, que apresente um desempenho similar ao anterior (base Mo-Cu-Cr) e um custo equivalente ou menor.

Seis ligas com teores de Si e P idênticos aos do aço USI SAC 350 e teores variados de C, Mo e Nb foram elaboradas e caracterizadas em termos de microestrutura, temperabilidade, propriedades mecânicas entre 25 e 600°C e tenacidade ao impacto.

Das ligas testadas, somente uma atendeu ao requisito de resistência ao fogo. O melhor desempenho desta liga foi atribuído ao maior teor de Mo e à presença de Nb em sua composição. O Mo acarretou a formação de microestruturas de baixa temperatura de transformação, deslocou para maiores temperaturas as manifestações de envelhecimento dinâmico e diminuiu a taxa de coalescimento dos precipitados de NbC, através da sua segregação nas interfaces precipitados/matriz. Por outro lado, nenhuma das ligas testadas atendeu simultaneamente aos requisitos de tenacidade e resistência ao fogo demandadas ao aço USI FIRE, sendo que o Mo, por aumentar a temperabilidade, contribuiu para os baixos valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy.

ABSTRACT

Cracking problems during continuous casting of USI SAC structural steels produced by USIMINAS has led to development of a new steel design based on the substitution of Si and P for this former alloy base (Cr and Cu). The new design reduced significantly production costs associated with slab scarfing, without altering the original mechanical and physical characteristics of the product.

Similar changes in chemical composition were considered for USI FIRE, fire resistant steels, which, apart from the addition of Mo, have a composition similar to that of USI SAC steels. Therefore, the present work aimed to develop a new USI FIRE steel based on the Mo-Si-P-Nb alloy system which presents a performance similar to the usual Mo-Cu-Cr steel and a lower production cost.

Six runs of the new USI FIRE steel were produced Si and P contents similar to those of USI SAC 350 and different C, Mo and Nb contents. Tension properties (in the 25 to 600°C interval), microstructure, hardenability and toughness of the six alloys were evaluated.

Only the alloy contained Nb and higher Mo and C contents was considered to be fire resistant. Its performance was attributed mainly to its higher amount of Mo. This composition increased the volume fraction of martensite and bainite in the microstructure, displaced dynamic strain aging manifestations to higher temperatures and slowed down coarsening of NbC particles by segregation to the precipitate/matrix interface. However, the toughness of this alloy did not meet its specified value. This was linked to its higher hardenability caused by the presence a higher amount of Mo and Nb in solid solution.

1. INTRODUÇÃO

A aplicação de aços na construção civil tem evoluído significativamente nos últimos anos. Devido a isso, além da resistência mecânica e à corrosão atmosférica, a resistência ao fogo tornou-se uma característica importante destes aços, uma vez que os níveis de exigência, tanto sob o aspecto técnico quanto o econômico, têm se elevado bastante.

A grande versatilidade dos aços resistentes ao fogo, comparativamente aos aços estruturais comuns, na construção de edificações está associada aos seguintes fatores: (i) proporciona um maior tempo para a evacuação das pessoas, no caso da ocorrência de incêndio, (ii) permite, dependendo das proporções do incêndio, um maior aproveitamento da estrutura remanescente, e (iii) dispensa, ou utiliza de forma menos intensiva, sistemas de proteção contra o fogo, os quais podem acarretar em custos elevados de construção, perda de área útil, e interferências no projeto arquitetônico.

Estimulada por essa necessidade de mercado, a USIMINAS desenvolveu os aços resistentes ao fogo, denominados comercialmente de USI FIRE, que são aços a base de Mo-Cr-Cu, com altas resistências mecânica e à corrosão atmosférica, sendo capazes de manter, a 600°C, um valor mínimo de limite de escoamento da ordem de 67% do valor medido à temperatura ambiente, característica que lhe atribui a propriedade de resistência ao fogo.

No entanto, a presença de Cu para aumentar a resistência à corrosão atmosférica na composição química dos aços da série USI FIRE provoca, por outro lado, problemas relacionados à perda de ductilidade a quente das placas, levando à formação de trincas durante o lingotamento contínuo- *hot shortness*, tornando necessária a escarfagem. O mesmo problema ocorre, também, na produção dos aços com elevada soldabilidade e resistência à corrosão, denominados USI SAC, ligados ao Cr-Cu.

Em consequência desses problemas, a USIMINAS desenvolveu novos projetos de liga para os aços da série USI SAC, substituindo sua base Cr-Cu por Si-P como forma de minimizar o custo de produção e garantindo as mesmas características originais do produto. Dessa forma, sendo os aços da série USI FIRE desenvolvidos a partir de

composição química semelhante a da liga da série USI SAC, a menos da presença do Mo, considerou-se, também para os aços da série USI FIRE, a substituição da base Mo-Cu-Cr por Mo-Si-P.

Sendo assim, o objetivo desse estudo foi o desenvolvimento, em escala piloto, de um novo aço resistente ao fogo para a série USI FIRE, empregando-se composição química base similar a do aço USI SAC 350 ligado ao Si-P.

2. OBJETIVOS

Este trabalho teve como finalidade o desenvolvimento, em escala de laboratório, de um aço a base de Mo-Si-P com resistência mecânica e ao fogo, resistência à corrosão atmosférica e tenacidade iguais ou superiores às do aço já produzido à base de Mo-Cr-Cu, mas com menor custo de fabricação, decorrente de uma possível eliminação da operação de escarfagem, necessária nos aços ligados ao Cu que acarreta a formação de trincas no lingotamento contínuo. Os objetivos específicos foram:

- caracterizar as microestruturas resultantes do processamento termomecânico dos aços elaborados à base de Mo-Si-P e Mo-Si-P-Nb com diferentes teores de C e Mo,
- avaliar o comportamento mecânico dos diferentes aços à base de Mo-Si-P e Mo-Si-P-Nb, através da determinação das propriedades em tração no intervalo de temperatura de 25 a 600°C, da resistência ao fogo e da tenacidade ao impacto
- identificar os mecanismos associados às variações da resistência mecânica e ductilidade, no intervalo de 25 a 600°C, dos diferentes aços considerados, de forma a correlacionar a composição e microestrutura com a resistência ao fogo e a tenacidade destes aços.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. AÇOS ESTRUTURAIS

Os aços estruturais são, provavelmente, os materiais de mais alta abrangência de aplicação e também os que representam as maiores tonelagens em termos de uso. Dentro dessa classe, os aços classificados como alta resistência e baixa liga (ARBL) possuem uma ampla aplicação. Eles são aços-carbono ou carbono-manganês, aos quais é adicionada uma quantidade de elementos microligantes, tais como V, Ti, Nb ou Al (sozinhos ou em combinação), em torno de 0,1% em peso (YANG, L. *et al.*, 1996; ADRIAN, H., 1995).

A ampla utilização dos aços ARBL está relacionada à obtenção de uma estrutura de elevada resistência mecânica e tenacidade associadas a um baixo teor de carbono equivalente, o que lhes garante boa soldabilidade. Essa conjugação de propriedades é conseguida através da obtenção de características microestruturais específicas, tais como tamanho e forma dos grãos, fases presentes, fração volumétrica e tamanho de partículas de segunda fase.

Nas aplicações relacionadas ao emprego dos aços estruturais, além dos parâmetros de resistência, são exigidos também outros requisitos associados ao seu desempenho, tanto sob o aspecto técnico quanto o econômico. Como consequência disso, a escolha de determinado tipo de aço é estabelecida, muitas vezes, pela combinação de suas propriedades mecânicas com outras propriedades associadas ao objetivo a que o produto a ser confeccionado se propõe. Como exemplo, pode-se citar a grande utilização desses aços na indústria petroquímica que exige, além de alta resistência mecânica, tanto à temperatura ambiente quanto a altas temperaturas, resistência à corrosão. Portanto resistência a altas/baixas temperaturas, resistência à corrosão, soldabilidade, tenacidade, baixa relação peso/resistência mecânica são alguns parâmetros que devem ser otimizados no sentido de melhorar o desempenho de determinado produto. Assim, o projeto de liga de um aço estrutural deve ser tal que, além de garantir uma adequada resistência mecânica, também seja capaz de contemplar outros requisitos.

Os mecanismos responsáveis pela resistência mecânica dos aços devem, portanto, ser bem entendidos, de modo que no desenvolvimento de um projeto de liga possa ser estabelecida uma melhor combinação dessa propriedade com outra requerida.

3.2. MECANISMOS RESPONSÁVEIS PELA RESISTÊNCIA MECÂNICA DOS AÇOS ESTRUTURAIS

Como a deformação plástica de um metal é, essencialmente, o resultado da movimentação de deslocações, aumentar a resistência mecânica de um metal significa eliminar ou reduzir a mobilidade de suas deslocações. Por conseqüência, qualquer mecanismo que dificulte o movimento das deslocações contribui para o aumento da resistência mecânica dos aços.

Os mecanismos responsáveis pela resistência mecânica, no caso dos aços, são, principalmente:

- endurecimento por solução sólida;
- endurecimento por refino de grão;
- endurecimento por precipitação;
- encruamento;
- transformações de fases.

3.2.1. Endurecimento por Solução Sólida

A intensidade desse efeito está associada às distorções elásticas na rede do solvente oriundas da diferença de tamanho entre raios atômicos do soluto e do solvente (PICKERING, F. B., 1978). A avaliação do efeito endurecedor baseada nesta relação é obtida através da medida da variação relativa percentual (e) do parâmetro de rede do solvente, sendo expressa por:

$$e = 100.(\Delta a/a) \quad (\text{eq.}$$

1)

em que Δa é a variação do parâmetro de rede do solvente associado à presença do soluto e a é o parâmetro de rede do solvente. A tabela III.1 apresenta os valores da variação relativa percentual (e) do parâmetro de rede do Fe- α para a adição de 1% do soluto (GLADMAN, T., 1987).

TABELA III.1- Valores da variação relativa percentual (e) dos parâmetro de rede do Fe- α em função da presença de alguns elementos em solução sólida (GLADMAN, T., 1987).

Elemento	Mn	Ni	Cr	P	Sn	Si	Cu	Mo	C e N
$\Delta a/a$ (%)	0,020	0,019	0,019	0	0,224	0,021	0,052	0,070	0,869

Pelos dados apresentados na tabela III.1, verifica-se que os átomos substitucionais por causarem uma distorção simétrica da rede, apresentam variações relativas percentuais do parâmetro de rede do Fe- α bem pequenas quando comparados com a apresentada pelos átomos intersticiais (C e N) que, além de acarretar uma maior deformação na rede, causam uma distorção do tipo assimétrica. Assim efeitos de endurecimento devido a átomos intersticiais são muito maiores que os causados pelos substitucionais.

Como a maioria das soluções sólidas, no caso dos aços, pode ser considerada diluída, o efeito da adição do soluto sobre a resistência mecânica pode ser descrito matematicamente pela equação 2 (MORRISON, W. B., 1980):

$$\Delta\sigma_{ss} = A.(\% \text{elemento em solução sólida}) \quad (\text{eq. 2})$$

em que $\Delta\sigma_{ss}$ é a variação do limite de escoamento por porcentagem em peso atribuído à presença de um soluto e A , o coeficiente de endurecimento, um fator multiplicativo associado à porcentagem de soluto em solução sólida.

A tabela III.2 contém alguns valores de A para alguns elementos endurecedores da ferrita (MORRISON, W. B., 1980).

TABELA III.2- Coeficiente de Endurecimento (A) de alguns elementos no endurecimento por solução sólida da ferrita (MORRISON, W. B., 1980).

Elemento	Mn	Ni	Cr	P	Si	Cu	Mo	C e N
A (N/mm ²)/(% peso)	32	33	-30	680	84	38	11	5000

Pela tabela III.2, evidencia-se que o efeito tamanho do átomo do soluto é, de fato, bastante eficaz quando se compara os valores do parâmetro A para o elementos intersticiais (C e N) e substitucionais. Entretanto, pelos dados das tabelas 1 e 2 verifica-se que, embora o P não cause distorção elástica na rede do Fe, seu efeito como endurecedor da ferrita é alto. Segundo GLADMAN, T. (1987), as razões para esse efeito não são muito claras, sendo que uma possível explicação para o papel do P como endurecedor da ferrita está vinculada a outros mecanismos, tais como interações de ordem química ou elétrica.

O efeito do Cr também é bastante interessante, pois embora ele altere o parâmetro de rede do Fe- α , o seu coeficiente de endurecimento apresenta um valor negativo. Essa característica (GLADMAN, T., 1987) esta associada ao fato de que tendo o Cr uma elevada capacidade de combinação com o N para a formação de nitretos, retira o N de solução sólida, resultando no amaciamento da ferrita.

A figura 3.1 ilustra a variação do limite de escoamento para a adição de 1% atômico de soluto em função do valor da variação relativa do parâmetro de rede do Fe- α (GLADMAN, T., 1987).

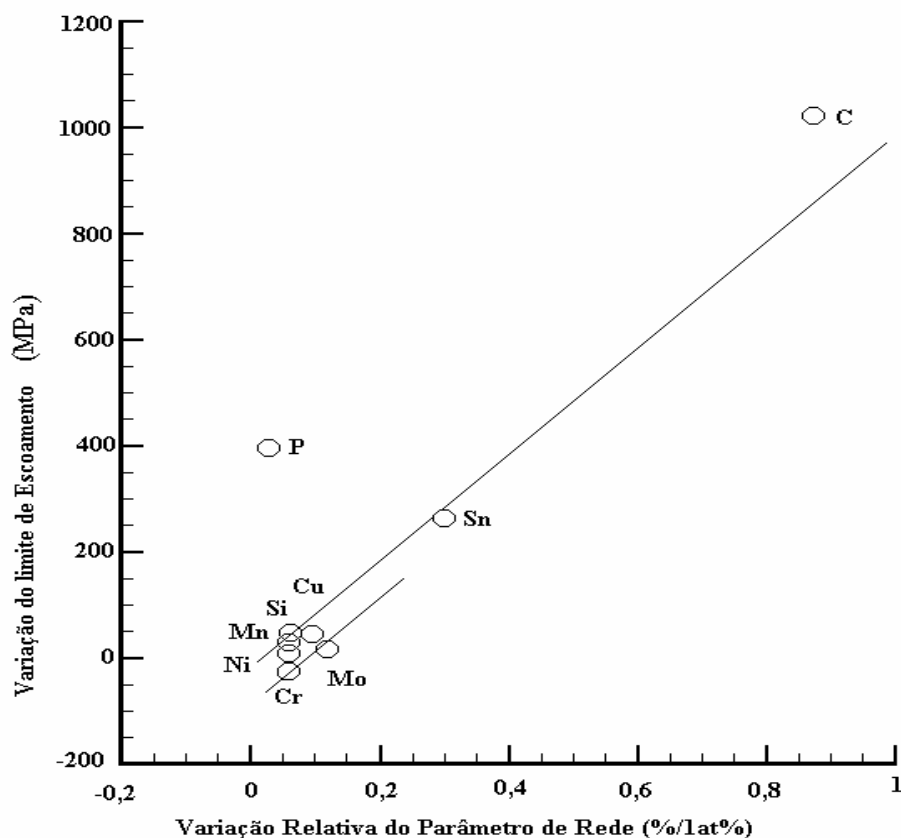


FIGURA 3.1- Variação do limite de escoamento em função da variação relativa percentual do parâmetro de rede do Fe- α (GLADMAN, T., 1987).

O aumento de resistência dos aços devido aos elementos intersticiais está relacionado tanto ao seu efeito como obstáculo fixo transponível ao movimento das deslocações como também ao ancoramento dessas, que ocorre devido à migração destes átomos para os sítios próximos às linhas de deslocações. Essa migração é decorrente da diminuição da energia livre relacionada à associação desses dois efeitos, levando à formação de “atmosfera” de intersticiais em torno das deslocações, denominadas atmosferas de Cottrell.

Essas atmosferas resultam, num caso extremo, na formação de uma linha de átomos intersticiais ao longo do núcleo das deslocações (GLADMAN, T., 1987) ocasionando o travamento das deslocações móveis, implicando em um aumento da tensão necessária para a sua movimentação.

Outro fator que tem uma contribuição significativa para o endurecimento por solução sólida, no caso de solutos substitucionais, é a diferença entre os módulos de cisalhamento do soluto e do solvente (PICKERING, F. B., 1978), já que pode-se considerar que o átomo do soluto comporta-se como uma heterogeneidade elástica no campo de deformação da deslocação.

Supondo o átomo de soluto envolto em uma matriz contínua de solvente, quanto maior for o valor absoluto da diferença relativa entre os módulos de cisalhamento do soluto e do solvente, maior será a energia do campo de deformação da deslocação que poderá ser relaxada pela distorção da rede do solvente imposta pelo soluto (MEYERS *et al.*, 1982).

A tabela III.3 apresenta os efeitos dos parâmetros físicos de alguns átomos substitucionais na rede do Fe- α mostrando o seu efeito no endurecimento por solução sólida (SHA, W. *et al.*, 2002).

TABELA III.3- Parâmetros físicos de alguns átomos substitucionais na rede do Fe- α (SHA, W. *et al.*, 2002).

Elemento	Fe	Mn	Mo	Nb	W	Ti	Cr	V	Co	Ni
Raio Atômico, R_x (Å)	1,24	1,3	1,36	1,42	1,36	1,45	1,25	1,31	1,25	1,15
Razão R_x/R_{Fe}	1	1,05	1,10	1,15	1,10	1,17	1,01	1,06	1,01	0,93
Módulo de Cisalhamento, G_x (GPa)	82	80	126	38	161	46	115	47	82	76
$(G_x - G_{Fe})/ G_{Fe}$ (%)	0	-3	54	-54	97	-44	41	-43	0	-7

Por essa tabela, observa-se que o W possui um módulo de cisalhamento bem maior que o do Fe, acarretando, portanto, uma alta atração entre o soluto e as deslocações, dificultando a deformação plástica. Seguem em ordem decrescente de interação o Nb, Mo, Ti, V, Cr, Ni e Mn.

3.2.2. Endurecimento por Refino de Grão

Existem dois modelos para o aumento de resistência por refino de grão nos aços.

O primeiro é baseado no conceito de que os contornos de grão agem como barreiras ao movimento das deslocações, empilhando-as através dele. Já o segundo modelo considera que o contorno de grão atua como fonte geradora de deslocações (MEYERS *et al.*, 1982). A figura 3.2 mostra uma fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão de um empilhamento de deslocações no contorno de grão (MEYERS *et al.*, 1982).

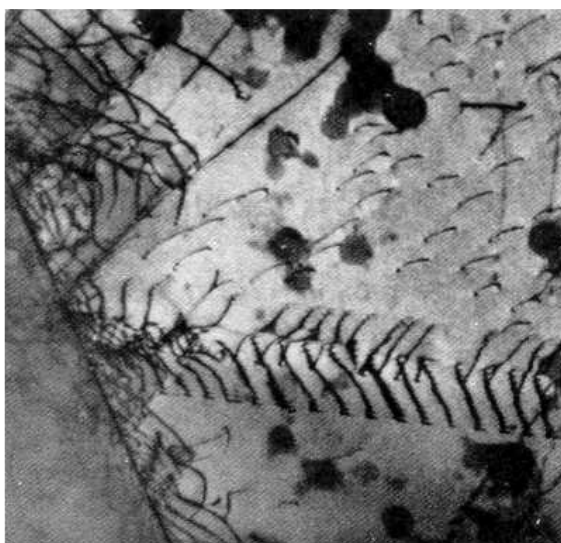


FIGURA 3.2 – Fotomicrografia, por microscopia eletrônica de transmissão, de um empilhamento de deslocações no contorno de grão (MEYERS *et al.*, 1982).

Embora essas duas teorias sejam distintas, elas se complementam com o fato de que uma alta densidade de deslocações é prejudicial à sua movimentação. Dessa forma, um elevado número efetivo de deslocações em movimento implicaria em um menor deslocamento líquido, ou seja, uma menor deformação plástica.

O aumento de resistência por refino de grão, de acordo com o modelo de empilhamento de deslocações, é expresso matematicamente através da relação de Hall-Petch, que relaciona a tensão de escoamento com o tamanho de grão, sendo dada por (MEYERS *et al.*, 1982):

$$\sigma_y = \sigma_i + kd^{-1/2} \quad (\text{eq. 3})$$

em que σ_y é a tensão de escoamento; σ_i é a tensão de fricção oposta ao movimento das deslocações; k é uma constante associada ao destravamento das deslocações e d é o tamanho de grão médio.

Em grãos grosseiros, o empilhamento de deslocações nos contornos é maior que em materiais de granulação fina, acarretando, portanto, uma alta concentração de tensões no grão adjacente, que aumenta com a quantidade de deslocações empilhadas. Assim, em materiais com granulação grosseira, o efeito de amplificação da tensão no grão adjacente é maior que em materiais de granulação fina, significando que para esses últimos, é necessária uma tensão aplicada maior para causar a deformação plástica (escorregamento) (REED-HILL, R. *et al.*, 1992).

O aumento da resistência mecânica pela redução do tamanho de grão, pode ser obtido através de (YANG, L. *et al.*, 1996):

- adição de elementos de liga;
- processamento termomecânico;
- resfriamento acelerado ou têmpera seguido de processamento termomecânico e
- tratamento térmico convencional- normalização.

Nestes quatro métodos de refino de grão, um menor tamanho de grão é obtido através de altas taxas de nucleação e/ou baixas taxas de crescimento durante qualquer etapa de transformação de fase.

Quando se considera a adição de elementos de liga como mecanismo de refino do tamanho de grão, o efeito é conseguido através da precipitação apropriada de uma segunda fase finamente dispersa que previne a migração dos contornos de grão e/ou gera mais sítios para a nucleação da ferrita (YANG, L. *et al.*, 1996).

O efeito da diminuição do tamanho de grão exclusivamente pela adição de elementos de liga é relativamente baixo. Entretanto, com o uso de técnicas de processamento termomecânico associadas à presença de elementos de liga, o endurecimento por refino

de grão torna-se mais efetivo devido à interação entre a deformação plástica dos grãos com a recristalização da austenita, a presença das partículas de segunda fase e, conseqüentemente, com a transformação austenita/ferrita. Como exemplo, pode-se citar o refino de grão ferrítico de aços de microestrutura ferrita-perlita. A presença dos elementos de liga restringe o crescimento dos grãos austeníticos durante a etapa de reaquecimento, pela total ou parcial inibição à recristalização da austenita deformada, o que favorece o crescimento lento dos grãos de austenita recristalizada durante a laminação a quente, aumentando os sítios para a nucleação da ferrita (YANG, L. *et al.*, 1996).

A literatura (ADRIAN, H., 1995) apresenta algumas relações empíricas, como a mostrada na equação 4, entre o limite de escoamento, composição química e o tamanho de grão para aços ARBL com microestrutura ferrito-perlítica:

$$\sigma_y \text{ (MPa)} = 88 + 37(\% \text{Mn}) + 83(\% \text{Si}) + 2918 (\% \text{N}_{\text{livre}}) + 15,1d^{-1/2} \text{ (eq. 4)}$$

onde σ_y é o limite de escoamento, d é o tamanho de grão ferrítico (medido em μm).

É interessante observar que a equação 4 apresenta uma combinação entre os efeitos de endurecimento por solução sólida (as contribuições do Mn, Si e N) e por redução do tamanho de grão.

O refinamento do tamanho de grão, além de ser um dos mecanismos de aumento de resistência freqüentemente utilizado, é o único capaz de aumentar a tenacidade do metal, expressa pela diminuição de sua temperatura de transição dúctil-frágil (IINO, M. *et al.*, 1996; MORRISON, W. B., 1980). A tabela 4 mostra esse efeito para um aço ARBL obtido por laminação controlada (PICKERING, F. B., 1978).

TABELA III.4- Efeito do tamanho de grão sobre o limite de escoamento e a temperatura de transição dúctil-frágil de um aço ARBL(PICKERING, F. B., 1978).

Tamanho de grão (μm)	Contribuição para o limite de escoamento (MPa)	Temperatura de Transição ($^{\circ}\text{C}$)
10	180	-100
5	250	-140

A dependência da temperatura de transição com o tamanho de grão da ferrita, também é descrita quantitativamente (IINO, M. *et al.*, 1996), de forma similar à equação de Hall-Petch, como:

$$\beta T_T = B - \ln d^{-1/2} \quad (\text{eq. 5})$$

onde β e B são constantes, T_T é a temperatura de transição dúctil-frágil e d é o tamanho de grão médio.

3.2.3. Endurecimento por Precipitação

Após o refino de grão, a precipitação é o mecanismo de endurecimento mais usado no caso dos aços ARBL. Esse mecanismo está fundamentado na teoria de que a presença de obstáculos fixos dificulta a movimentação das deslocações, exigindo, portanto, que uma maior tensão externa seja aplicada ao metal para deformá-lo. Portanto, para que um precipitado proporcione aumento de resistência mecânica de um aço ou uma liga metálica, ele deve refinar o tamanho de grão, endurecer a matriz e/ou ainda alterar a mobilidade dos contornos de grão, influenciando as temperaturas críticas (temperatura de não-recristalização, transformação de fases, etc) (YANG, L. *et al.*, 1996).

Sendo assim, as partículas de segunda-fase aumentam a resistência mecânica, dificultando o crescimento de grão e contribuindo para o controle dos processos de recuperação e recristalização, além de influenciar a cinética de transformação de fases

através do ancoramento dos contornos de grão e das deslocações (YANG, L. *et al.*, 1996).

O mecanismo de endurecimento por precipitação é usado em ligas com solubilidade sólida limitada, nas quais o teor máximo de elemento de liga em solução sólida é menor que 1% atômico e sua solubilidade aumenta exponencialmente com a temperatura. Assim, os átomos de soluto estão em solução a altas temperaturas e se precipitam quando a temperatura diminui.

O efeito dos precipitados sobre a resistência mecânica pode ser descrito pela equação 6:

$$\Delta\sigma_{\text{precip}} = B \cdot (f_v) \quad (\text{eq. 6})$$

6)

em que $\Delta\sigma_{\text{precip}}$ é a variação do limite de escoamento associado à precipitação, B é uma constante e f_v é a fração volumétrica de precipitados. A tabela III. 5 apresenta as contribuições de alguns elementos formadores de precipitados (carbonetos e nitretos) para o aumento da resistência mecânica nos aços (MORRISON, W. B., 1980).

TABELA III. 5 - Contribuições de alguns elementos formadores de precipitados para o aumento da resistência mecânica dos aços (MORRISON, W. B., 1980).

Elemento	B_{max} (N/mm ²)/(% peso)	$B_{\text{médio}}$ (N/mm ²)/(% peso)	Faixa (%)
V (VC)	1500	500	0-0,15
V (VN)	3000	1500	0-0,06
Nb	3000	1500	0-0,05
Ti	3000	1500	0,03-0,018

Segundo MORRISON, W. B. (1980), o parâmetro B_{max} mostrado na tabela acima refere-se ao potencial de endurecimento máximo associado ao elemento. No entanto, em situações práticas, por várias razões, esses valores raramente são encontrados e os valores de $B_{\text{médio}}$ são valores mais realísticos.

O efeito do aumento de resistência devido à presença de precipitados é fundamentalmente determinado pelo raio médio, morfologia, fração volumétrica e espaçamento entre as partículas. Esses parâmetros, por sua vez, dependem da solubilidade do precipitado, da composição química e do processamento termomecânico utilizado.

3.2.4. Encruamento

Esse mecanismo estabelece que a tensão de fluxo plástica necessária para mover as deslocações através de uma floresta de deslocações (MEYERS *et al.*, 1982) é dada por:

$$\sigma_f = \sigma_o + k\rho^{-1/2} \quad (\text{eq. 7})$$

onde σ_f é a tensão de fluxo, σ_o é tensão de fluxo devido a outro mecanismo de endurecimento, k é uma constante e ρ é a densidade de deslocações.

À medida que aumenta-se a deformação plástica imposta a um metal, eleva-se a densidade de deslocações. Uma vez que a deformação plástica é resultante da movimentação das deslocações, o livre percurso médio de uma deslocação em movimento depende do número de deslocações que a interceptam em plano de escorregamento sob vários ângulos. Essas interseções envolvem trabalho extra para movimentar as deslocações, que podem gerar degraus, cujo movimento é termicamente ativado (MEYERS *et al.* 1982; REED-HILL, R. *et al.*, 1992). O efeito do endurecimento pelo aumento da densidade de deslocações soma-se ao efeito do tamanho de grão já que o contorno de grão atua como sítio para nucleação heterogênea de deslocações, o que implica numa maior tensão externa necessária à movimentação das deslocações.

O aumento da densidade de deslocações decorre da deformação plástica a frio, deformações resultantes de um resfriamento rápido e transformações de fase em baixas temperaturas.

Verifica-se, também, que as diferenças entre os coeficientes de expansão térmica entre as partículas de precipitados e a matriz, bem como as mudanças volumétricas que

acompanham a precipitação e as transformações de fase, podem gerar deslocamentos, contribuindo também para o endurecimento do aço.

3.2.5. Transformação de fase

Nos aços, o efeito das transformações de fase no endurecimento ou no aumento da resistência mecânica está relacionado com a temperatura de ocorrência dessa transformação, sendo que quanto mais baixa for essa, maior será o efeito endurecedor. Isto está associado a vários fatores, a saber (PICKERING, F. B., 1978):

- quanto mais baixa for a temperatura de transformação, mais finos serão os grãos da fase produto;
- quanto mais baixa for a temperatura de transformação, maior será a densidade de deslocamentos;
- quanto mais baixa for a temperatura de transformação, maior será a tendência de retenção do soluto em solução sólida supersaturada, levando a um aumento de resistência mecânica por solução sólida;
- quanto mais baixa for a temperatura de transformação, mais fina é a dispersão dos precipitados.

Todos os efeitos acima são representados na figura 3.3 que mostra o efeito da temperatura de transformação na resistência de estruturas ferrito-perlítica, bainítica e martensítica.

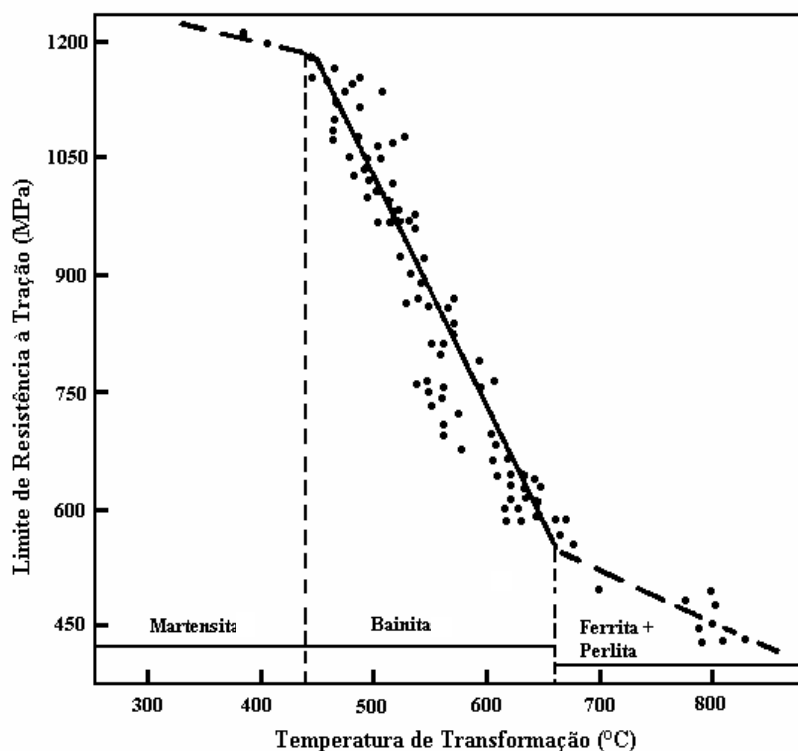


FIGURA 3.3- Efeito da temperatura de transformação na resistência de estruturas ferrito-perlítica, bainítica e martensítica (PICKERING, F. B., 1978).

Os efeitos mencionados refletem os mecanismos de endurecimento por solução sólida, refino de grão, precipitação e encruamento que estão relacionados a fatores termodinâmicos e cinéticos das transformações de fases. A temperatura de transformação é, portanto, a variável mais importante.

No que concerne ao processamento dos aços estruturais, o aumento de resistência mecânica é resultante da contribuição de cada um dos mecanismos descritos, sendo difícil determinar a influência isolada de cada mecanismo.

3.3. RESISTÊNCIA MECÂNICA DOS AÇOS ESTRUTURAIS A ALTAS TEMPERATURAS

Todos os mecanismos citados acima se superpõem para o aumento de resistência mecânica dos aços. Entretanto, os efeitos de aumento de resistência mecânica obtidos através desses mecanismos são efetivos, principalmente, à temperatura ambiente, uma

vez que a altas temperaturas a resistência mecânica dos aços, decorrente destes mecanismos, tende a diminuir.

O efeito da temperatura na queda de resistência dos aços está principalmente relacionado ao movimento termicamente ativado das deslocações, como, por exemplo, a escalada, que envolve a presença e a movimentação de lacunas e escorregamento cruzado termicamente ativado associado à formação de constrições térmicas. Em adição a esse fenômeno, muitos outros processos têm efeito deletério sobre a resistência mecânica dos aços a altas temperaturas, tais como a diminuição da tensão de Peierls-Nabarro, dissociação das atmosferas de soluto associadas às deslocações, decoesão das inclusões da matriz metálica, coalescimento dos precipitados e criação de lacunas (SHA, W. et al. 2001). Dentre os fenômenos citados, os associados a processos difusionais de soluto se manifestam, sobretudo, sobre os mecanismos de endurecimento por solução sólida, precipitação e encruamento (aumento da densidade de deslocações) (REED-HILL, R. et al., 1992).

No endurecimento por solução sólida, embora o aumento de temperatura acelere a difusão dos átomos de soluto intersticiais para as deslocações, ao mesmo tempo também favorece a sua dispersão, diluindo as atmosferas, tornando esse efeito endurecedor nulo. Em relação à precipitação, altas temperaturas podem provocar a dissolução ou o coalescimento dos precipitados que, perdendo sua coerência com a matriz, opõem uma menor resistência ao movimento das deslocações. No que diz respeito ao encruamento, o fenômeno de recuperação, conseqüente de movimentos termicamente ativados das deslocações, como a escalada e o escorregamento cruzado termicamente ativado, acarreta uma diminuição na densidade de deslocações, reduzindo a resistência mecânica do aço.

Assim, a aplicação de aços resistentes ao calor é limitada pela temperatura de operação (REED-HILL, R. et al., 1992). Isto é devido ao fato dos mecanismos mantenedores das propriedades mecânicas a altas temperaturas, a partir de uma temperatura tornam-se inoperantes. Além do mais, efeitos associados à corrosão e oxidação podem ocorrer. Dessa forma, um aço que apresente boa resistência mecânica quando submetido ao calor está condicionado a possuir algumas características básicas. Essas características são:

dissolução de elementos de liga em quantidade suficiente na matriz (endurecimento por solução sólida); precipitação de carbonetos de forma uniforme e finamente dispersa no interior dos grãos e nas vizinhanças dos contornos de grãos; pequenos carbonetos nos contornos de grãos arranjados de forma densa e com uma pequena diferença de tamanho (restrição ao movimento das deslocações); densidade ótima de deslocações, se possível na forma de células ou subestruturas, e suficiente estabilidade dos parâmetros estruturais ao longo de toda a vida útil do material (STARLING, C. M., 2000). Além disso, a literatura (KLUEH, R. L., 1978; GRABKE *et al.*, 1987; LESLIE, W.C., 1982) mostra que a manutenção das propriedades mecânicas a altas temperaturas está também associada à interação entre solutos substitucionais e intersticiais com a matriz, conhecida como *ISSH (interaction solid-solution hardening)*.

Esta interação entre solutos substitucionais e intersticiais e deslocações na ferrita (*ISSH*) não pode ser definida como uma forma de precipitação, mas como a formação de dipolos entre os átomos substitucionais e intersticiais que interagem fortemente com as deslocações. Este efeito é mais estável que a formação das atmosferas de Cottrell, se manifestando em temperaturas mais altas (LESLIE, W.C., 1982).

Como resumo a todas essas características, KLUEH, R. L. (1978) sugere que a manutenção das propriedades mecânicas a altas temperaturas é composta por três parcelas, sendo que a primeira dependeria somente da microestrutura do material antes de sua utilização nessas condições, enquanto que a segunda parcela se associaria aos efeitos de envelhecimento (precipitação) que inicialmente não produziriam nenhum efeito, sendo intitulada *resistência à fluência latente*. A última parcela, por sua vez, estaria relacionada ao efeito da estabilidade metalúrgica do material (possibilidade de ocorrência de oxidação e corrosão) nas suas condições de trabalho.

3.3.1. Efeito dos Elementos de Liga na Resistência Mecânica dos Aços Estruturais Resistentes a Altas Temperaturas

Os principais tipos de aços resistentes ao calor são: aços-Mo, (com 0,5 a 1,5%Mo, usados até 470°C); aços Mo-Cr (com 0,5 a 10% Cr e 0,5 a 1,5%Mo e usados em

temperaturas superiores a 470°C), que podem conter elementos tais como Nb e V, e aços inoxidáveis (COUTINHO, C. A. B., 1992).

A composição química desses aços é tal que a presença de determinados elementos de liga é fundamental como garantia de retardamento dos fenômenos de recuperação e recristalização, uma vez que quanto maior for a temperatura de recristalização menor é a queda de resistência decorrente do aumento de temperatura.

Verifica-se, na maioria dos aços-carbono destinados ao uso a altas temperaturas, a presença de Mo (SHA, W. *et al.*, 2001). Quando adicionado ao aço, parte do Mo se dissolve na ferrita e parte combina com o carbono na formação de carbonetos. Sua presença em solução sólida e a formação de carbonetos, tipo Mo_2C (KLUEH, R. L., 1978) são evidências experimentais dos requisitos necessários à boa resistência ao calor, justificando seu intenso uso nas ligas resistentes ao calor, como abordado por LENK *et al.* (1994). Sua utilização também está associada à capacidade de elevar a temperabilidade do aço, favorecendo a formação de estruturas de baixa temperatura de transformação, garantindo, com isso, uma elevação na densidade de deslocamentos no aço.

Contudo, não existe qualquer relação direta entre o efeito de endurecimento por solução sólida do Mo à temperatura ambiente e a sua capacidade de manutenção da resistência mecânica à altas temperaturas. Verifica-se é seu efeito de retardar a recuperação da ferrita em altas temperaturas (COUTINHO, C. A. B., 1992), ou seja, ele é responsável pela supressão da aniquilação das deslocamentos em altas temperaturas.

Desta forma, a altas temperaturas ($T > 0,5T_f$, onde T é a temperatura de trabalho e T_f é temperatura de fusão do aço em Kelvin), a principal contribuição dos elementos em solução sólida é tornar mais difíceis os processos de recuperação e recristalização, mantendo a estabilidade metalúrgica da estrutura (SAWARAGI, Y. *et al.*, 1999).

O Cr também é outro elemento presente na composição da maioria dos aços resistentes a altas temperaturas. O seu efeito é de retardar os fenômenos de oxidação e corrosão, favorecidos nessas condições. Nota-se, também, a presença de Si em alguns aços Mo-Cr, que quando combinado ao Cr eleva a resistência à oxidação.

O efeito de determinados elementos, como o Mo, nas propriedades mecânicas a altas temperaturas está associado a três aspectos:

- diminuição do coeficiente de auto-difusão do Fe, o que dificulta os fenômenos de recuperação e recristalização através da redução da velocidade de escalada das deslocações (ADAMOVICH, V.K.,1977);
- segregação em contorno de grão, o que diminui a velocidade de recuperação e recristalização;
- presença de elementos de liga de alta valência, que reduzem a energia de falha de empilhamento do Fe, dificultando o escorregamento cruzado (DIETER G. E., 1986), que é um dos mecanismos através dos quais as deslocações superam os obstáculos.

3.4. AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS ESTRUTURAIS A ALTAS TEMPERATURAS

Já que as propriedades mecânicas dos aços sofrem uma redução gradual quando eles são submetidos a altas temperaturas, as estruturas de aço podem vir a apresentar colapso, uma vez que a carga imposta a essas estruturas, nessa condição, pode exceder a sua capacidade. A redução das propriedades mecânicas com a elevação da temperatura é devida ao fenômeno de fluência. Esse fenômeno é definido como a degradação mecânica do material resultante de deformação dependente do tempo, que acarreta alterações dimensionais que podem comprometer o desempenho de uma estrutura em serviço.

A fluência é caracterizada por um escoamento lento do material, isto é, apresenta um escoamento viscoso. Neste caso, quando um material é exposto a uma carga trativa constante a altas temperaturas, a diminuição da sua seção transversal leva a um aumento da tensão, que poderá exceder o limite de ruptura do material e causar danos irreparáveis.

A avaliação da resistência à fluência de um material é realizada em ensaios sob tensão ou carga constante, durante os quais é medida a deformação do material em função do tempo. A figura 3.4 apresenta um gráfico genérico que mostra o aspecto de várias curvas de fluência para várias temperaturas (onde $T_1 < T_2 < T_3 < T_4 < T_5 < T_6$) sob a mesma tensão.

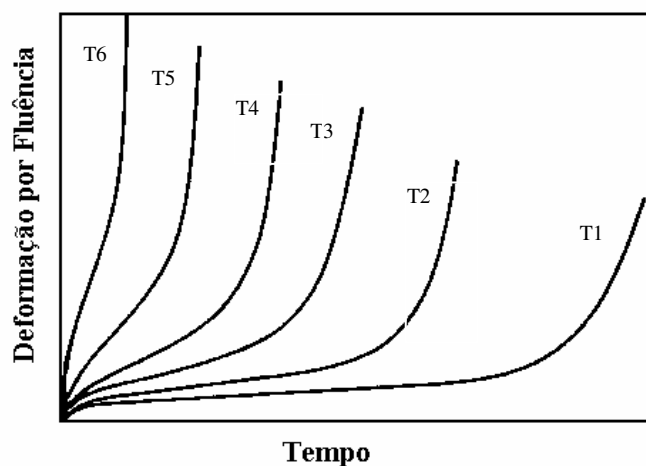


FIGURA 3.4- Curvas genéricas de fluência, sob várias temperaturas, a uma mesma tensão (REED-HILL, R. *et al.* 1992).

A maior preocupação com os fenômenos de fluência está associada a situações onde são empregadas altas temperaturas continuamente. No entanto, em determinadas situações, como as de incêndio, o aço utilizado poderá não resistir ao efeito das altas temperaturas, mesmo que seja por um pequeno intervalo de tempo, podendo ter uma grande perda na resistência mecânica, comprometendo a estrutura da obra. Logo, a capacidade de manter, pelo menos por um determinado tempo, as propriedades a altas temperaturas, visa garantir maior segurança; possibilitando um maior tempo para a evacuação das pessoas e ainda o eventual reaproveitamento da estrutura remanescente.

Portanto, embora o estudo dos fatores que regem o fenômeno de fluência seja importante por focar o efeito de altas temperaturas por longos tempos, considerações associadas a situações em que, por ventura, os aços possam vir a sofrer um determinado aquecimento por um determinado período de tempo, como nas situações de incêndio, ainda não são bem entendidas e constituem uma boa parcela dos estudos relacionados à chamada “Engenharia do Fogo”.

Estudos relacionados à resistência ao fogo em estruturas metálicas têm origem no colapso de várias edificações feitas com Fe fundido devido a um incêndio, em Chicago, em 1871, onde cerca de 17000 prédios foram total ou parcialmente destruídos. O colapso dessas estruturas foi atribuído ao elevado teor de carbono presente no Fe fundido já que com o incêndio, o material era aquecido e, durante a extinção do fogo, sob a ação de jatos d'água trincava, resultando na aceleração da destruição dos prédios (STEEL TODAY AND TOMORROW, 1992). Conseqüentemente, a necessidade de se assegurar a integridade pessoal e das estruturas, na possibilidade de incêndios, se baseia na resistência ao fogo dos componentes estruturais que, devidamente dimensionados, reduzem a probabilidade de colapso das estruturas.

Devido aos fatores de segurança, é de grande interesse avaliar a estabilidade das estruturas metálicas nas construções civis quando submetidas a altas temperaturas, como forma de evitar colapso em caso de incêndio. Um ensaio internacionalmente usado para este fim é o Teste Normalizado de Resistência ao Fogo.

Este teste consiste em submeter uma amostra do aço que se pretende avaliar a um aquecimento padronizado, segundo uma relação tempo-temperatura definida pelas normas ISO-834-1 ou ASTM-E119, com a aplicação de uma carga pré-determinada. Como resultado, é obtido o tempo (em minutos) que a amostra é capaz de resistir à exposição ao fogo antes que algum critério de falha seja atingido. O critério de falha determinante é quando o aço não suportar mais a carga imposta, sendo que as estruturas são classificadas em categorias de resistência ao fogo, simbolizadas por R_t , onde t corresponde ao tempo necessário para que o aço atinja uma condição crítica (CHIJIWA, R. *et al.*, 1994).

O teste normalizado de resistência ao fogo apresenta algumas desvantagens, como valores elevados de tempo e custo de execução, além de ser pouco realístico para várias combinações de tamanho e forma da seção transversal da amostra, de nível de carga, de distribuição de tensões e de comprimentos de vigas e colunas e ainda diferenças devido ao aquecimento da amostra decorrentes de variados tipos de fornos, combustível, modo de operação, dentre outros (PRESTON, R., *et al.*, 1996).

Dois outros métodos também são bastante usados para avaliação do comportamento de um aço exposto a altas temperaturas, sendo suas metodologias mais simples, baseadas no ensaio de tração. São eles o Ensaio de Tração sob Condições Transientes de Aquecimento e o Ensaio de Tração sob Condições Estacionárias de Aquecimento (KIRBY, B. R. *et al.*, 1988).

O ensaio de Tração sob Condições Transientes de Aquecimento (KIRBY, B. R. *et al.*, 1988), também conhecido por ensaio de fluência anisotérmica, consiste em manter uma amostra sob carga constante aquecida a uma taxa conhecida, sendo registrada a deformação sofrida pela amostra. Recomenda-se que a taxa de aquecimento empregada seja a mesma especificada pela norma para o ensaio normalizado de resistência ao fogo. O ensaio é geralmente repetido para diferentes cargas. A figura 3.5 apresenta as curvas típicas obtidas nesse ensaio para um aço da classe BS4360-grau 43A (KIRBY, B. R. *et al.*, 1988).

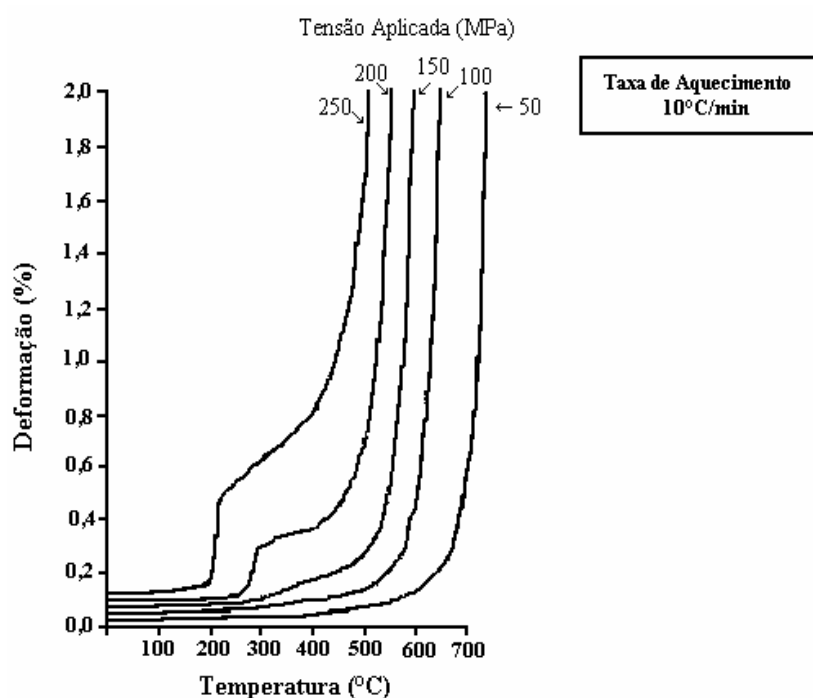


FIGURA 3.5- Curvas típicas obtidas de um ensaio de tração sob condições transientes de aquecimento para um aço da classe BS4360-grau 43A (KIRBY, B. R. *et al.*, 1988).

Embora este tipo de ensaio propicie diretamente o levantamento das curvas típicas, para efeito de projeto, costuma-se utilizar a variável a_x , que corresponde, para uma determinada deformação x , à razão entre os valores do limite de escoamento medido a alta temperatura e à temperatura ambiente. A figura 3.6 fornece a variação, com a temperatura, da variável a_x (onde x representa as deformações de 0,2; 1,0; 2,0 e 5%) (KIRBY, B. R. *et al.*, 1988).

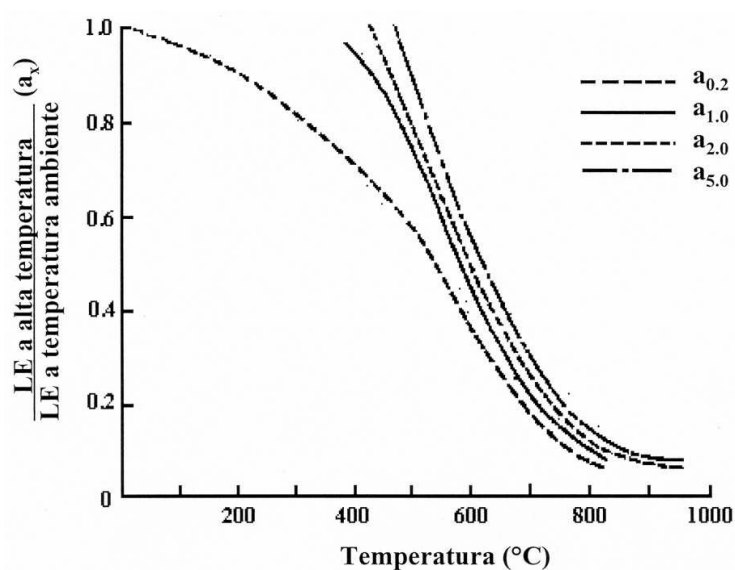


FIGURA 3.6- Variação com a temperatura da variável a_x para valores de deformação de 0,2; 1,0; 2,0 e 5% (KIRBY, B. R. *et al.*, 1988).

Já o Ensaio de Tração sob Condições Estacionárias de Aquecimento é o mais tradicional e fornece a maioria dos dados utilizados atualmente. Trata-se de um teste convencional de tração, porém realizado a temperaturas diferentes da ambiente (tração a altas temperaturas). Nele, inicialmente, a amostra é aquecida até a temperatura de ensaio para então ser deformada a uma taxa de deformação constante. O ensaio pode ser repetido para diferentes temperaturas, obtendo-se uma família de curvas tensão-deformação. A partir das várias curvas tensão-deformação é possível avaliar a evolução das propriedades mecânicas em função da temperatura de ensaio. A figura 3.7 mostra a variação do limite de resistência e da tensão de fluxo medida a 0,2; 1,0; 2,0 e 5% de deformação plástica em função da temperatura de ensaio para um aço da classe BS4360-grau 43A (KIRBY, B. R. *et al.*, 1988).

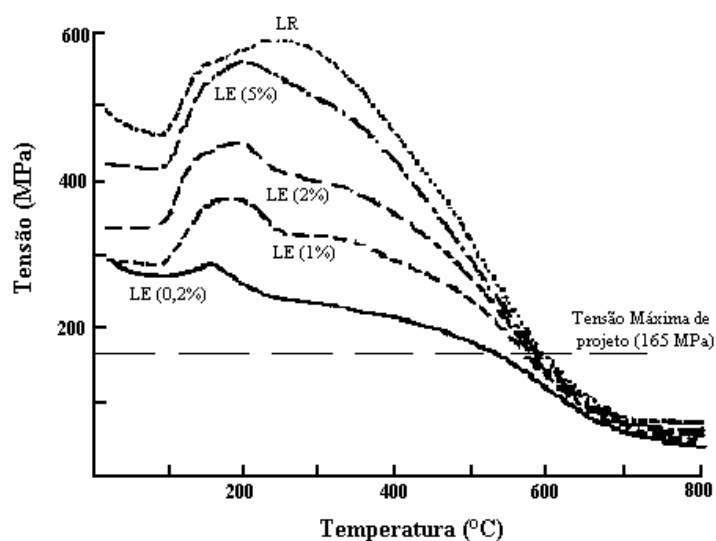


FIGURA 3.7- Curvas da variação do limite de resistência e de escoamento medido a 0,2; 1,0; 2,0 e 5% de deformação em função da temperatura de teste obtidas de um ensaio de tração sob condições estacionárias de aquecimento para um aço da classe BS4360-grau 43A (KIRBY, B. R. *et al.*, 1988).

3.5. AÇOS RESISTENTES AO FOGO

3.5.1. Características Gerais

Os aços resistentes ao fogo merecem uma diferenciação, em relação aos aços resistentes ao calor, pelo fato de que os aços resistentes ao calor são projetados para serem utilizados em condições de serviço a altas temperaturas, durante períodos de tempo relativamente longos (anos). Como exemplo da utilização desse tipo de aço pode-se citar os trocadores e geradores de calor e componentes de indústrias químicas. Por outro lado, os aços resistentes ao fogo são uma categoria que, na possibilidade de virem a sofrer uma eventual exposição a alta temperatura, correspondente à ocorrência de um incêndio na estrutura, são capazes de manter sua integridade estrutural por determinado tempo (CHIJIWA, R. *et al.*, 1996).

O efeito de manutenção da integridade estrutural por determinado tempo sob condições de altas temperaturas pode ser observado na figura 3.8 que mostra um ensaio de fluência

a 600°C de três aços estruturais, aços FR1 e FR2 (resistentes ao fogo) e S275 (aço estrutural comum). Como a resistência à fluência dos aços FR é maior do que a do aço S275, foram impostas as tensões de $0,25\sigma_y$ para o aço S275 e de $0,57\sigma_y$ (sendo σ_y o limite de escoamento do aço a 20°C) para os aços FR.

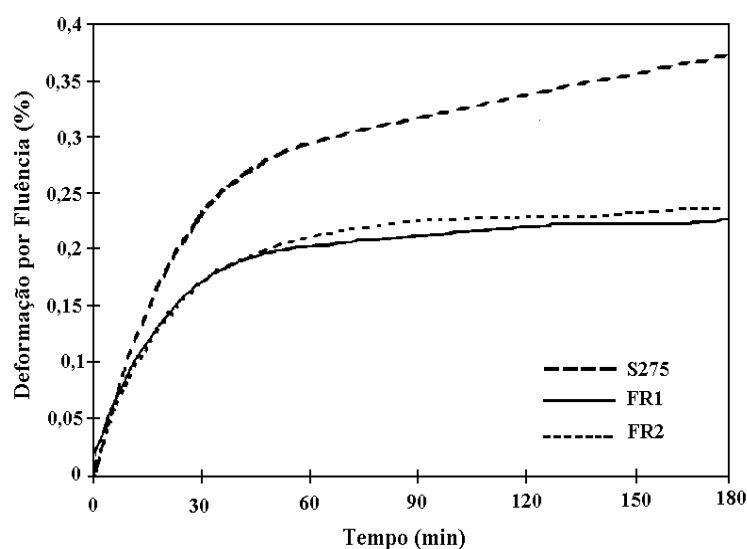


FIGURA 3.8- Curvas de fluência para os aços FR1, FR2 e S275 a 600°C. A tensão aplicada foi de $0,25\sigma_y$ para os aços FR e $0,57\sigma_y$ (sendo σ_y o limite de escoamento do aço a 20°C) (SHA, W. *et al.* 1999).

Observa-se nessa figura que o tempo para que os aços FR atinjam uma determinada deformação por fluência é bem maior do que para o aço S275 atingir essa mesma deformação, sendo que este efeito de maior resistência à fluência corresponde à característica de resistência ao fogo.

Tradicionalmente, assume-se a resistência ao fogo para o aço estrutural como a temperatura acima da qual sua resistência mecânica começa ser comprometida. Essa temperatura crítica varia de país para país sendo, por exemplo, Suécia-450°C, Alemanha-500°C, Estados Unidos-540°C (ARAÚJO, C. S., 1999). Estabelecidas essas temperaturas, então, criaram-se normas visando garantias de segurança na possibilidade de incêndio, que vinculam esses valores de temperatura com as propriedades mecânicas do material, sobretudo com o limite de escoamento.

Com base nessas normas, foi desenvolvida uma nova classe de aços, os quais foram denominados aços resistentes ao fogo, *fire-resistant steels*, que apresentam propriedades mecânicas a altas temperaturas superiores às dos aços convencionais. Este tipo de aço foi desenvolvido no Japão, em 1987, quando ocorreram algumas modificações na legislação japonesa relacionada à construção civil. Até aquele ano, a legislação vigente estabelecia como temperatura crítica o valor de 350°C, o que significava que, independente das propriedades do aço, o mesmo deveria possuir algum tipo de proteção, garantindo que sua temperatura se mantivesse abaixo desse valor na possibilidade de um incêndio. Com as mudanças na legislação foi estabelecido como resistente ao fogo, qualquer aço que apresente um valor mínimo de limite de escoamento a 600°C (medido a 0,2% de deformação) igual a 67% do limite de escoamento à temperatura ambiente (CHIJIWA, R. *et al.*, 1994).

Inicialmente, o conceito de resistência ao fogo esteve associado à uma menor redução das propriedades mecânicas do aço em eventuais situações de aquecimento. Atualmente, esse conceito foi ampliando, englobando, não só as propriedades relacionadas à resistência mecânica (limite de escoamento e de resistência) como também a associada à rigidez do material, o módulo de elasticidade. Esse novo conceito de resistência ao fogo se associa ao fato de que a perda das funções de um elemento estrutural em termos de um critério de colapso pode corresponder tanto a um estado limite de deformação quanto a um estado limite de sua capacidade resistente (STARLING, C. M., 2000). No caso de estado limite de deformação, o módulo de elasticidade torna-se fundamental pois como determina a deformação na fase elástica do material, variações bruscas nessa propriedade, devido ao efeito térmico, podem ser bastante catastróficas. A norma ABNT NBR 14323/99 incorpora a importância do módulo de elasticidade na resistência ao fogo.

3.5.2. Características Metalúrgicas dos Aços Resistentes ao Fogo

Os aços resistentes ao fogo são classificados como de alta resistência mecânica, produzidos a partir da adição de pequenos teores de elementos de liga ao aço carbono comum, conferindo-lhes as características de resistência ao fogo.

A composição química dos primeiros aços resistentes ao fogo foi baseada nos sistemas Mo-Cr-Ni (NIPPON STEEL NEWS, 1989) ou Mo-Cr-Nb-V (NKK NEWS, 1989), sendo que o teor de Mo é próximo aos limites inferiores dos aços resistentes ao calor. Outros elementos tais como Cu, Ni e Cr também aparecem na composição destes aço, conferindo resistência à corrosão. Contribuindo para a elevação dos valores de resistência mecânica, podem estar presentes Nb, Ti ou V como elementos responsáveis pela formação de carbonitretos.

Os primeiros estudos para avaliar a manutenção das propriedades mecânicas dos aços resistentes ao fogo durante aquecimento foram realizados por CHIJIWA, R. *et al.* (1994) que investigaram a influência do Mo em aços do sistema C-Mn-Cr-Nb, variando o teor de Mo até 0,60%. Os resultados obtidos podem ser vistos na figura 3.9.

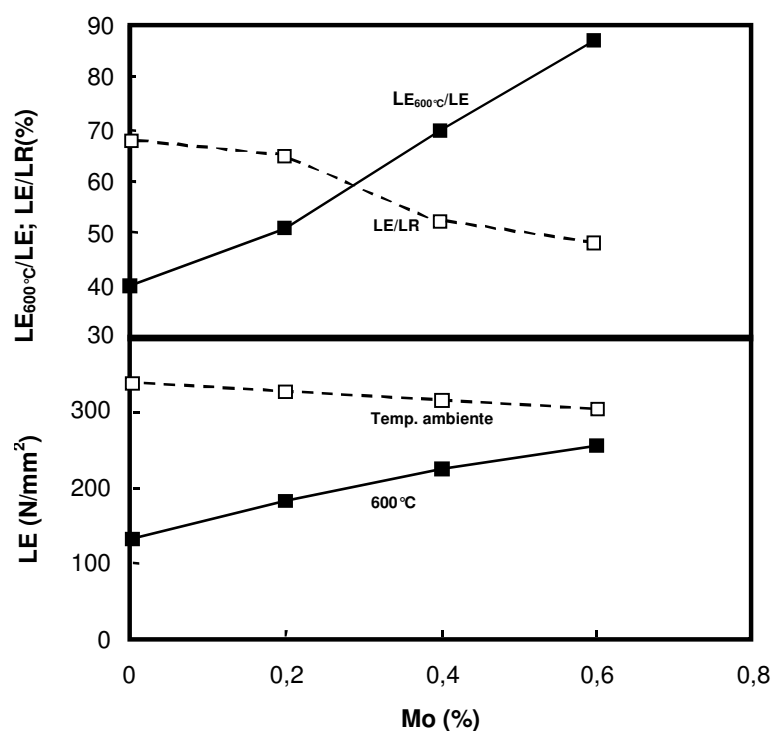


FIGURA 3.9- Efeito da adição de Mo nas propriedades à tração do aço 0,14%C-1%Mn-0,5%Cr-0,02%Nb (CHIJIWA, R. *et al.*,1994).

Observa-se que o valor do limite de escoamento à temperatura ambiente teve um pequeno decréscimo, com o aumento do teor de Mo, enquanto houve um aumento linear do mesmo a 600°C. Avaliando os valores das razões entre o limite de escoamento a

600°C e à temperatura ambiente ($LE_{600^\circ\text{C}}/LE$) e entre limite de resistência e o limite de escoamento, razão elástica (LE/LR), ambos à temperatura ambiente, conclui-se que o teor ótimo de Mo deve ser em torno de 0,5%, já que teores maiores levam a uma queda na proporção de ferrita na microestrutura conforme aponta a figura 3.10.

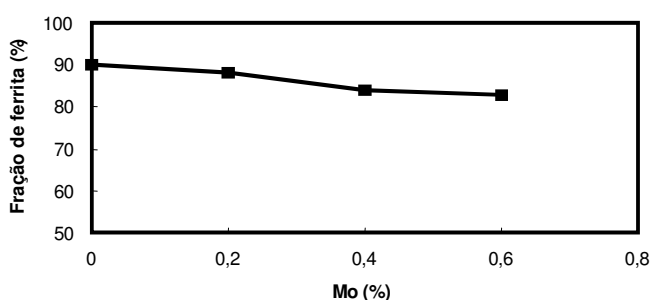


FIGURA 3.10- Efeito da adição de Mo na fração de ferrita do aço 0,14%C-1%Mn-0,5%Cr-0,02%Nb (CHIJIWA, R. *et al.*, 1994).

Essa queda na proporção de ferrita é acompanhada pelo aumento da quantidade de bainita, resultando em um marcante aumento do limite de resistência à temperatura ambiente (CHIJIWA, R. *et al.*, 1994), o que poderia comprometer a ductilidade do material.

O efeito do teor de Mo sobre a quantidade relativa de ferrita nos aços também é citado por ADAMOVICH, V.K. (1977). Ele aponta que com o aumento do teor desse elemento, a quantidade de ferrita é diminuída, a transformação perlítica é minimizada ou suprimida e a quantidade de bainita é aumentada, resultando na elevação da resistência mecânica a altas temperaturas.

Em outra etapa do seu estudo, CHIJIWA, R. *et al.* (1994) pesquisaram a adição de Nb (0,018%), Mo (0,47%) e da combinação Nb+Mo sobre o aço base 0,1%C-0,9%Mn, sendo os resultados reportados na figura 3.11.

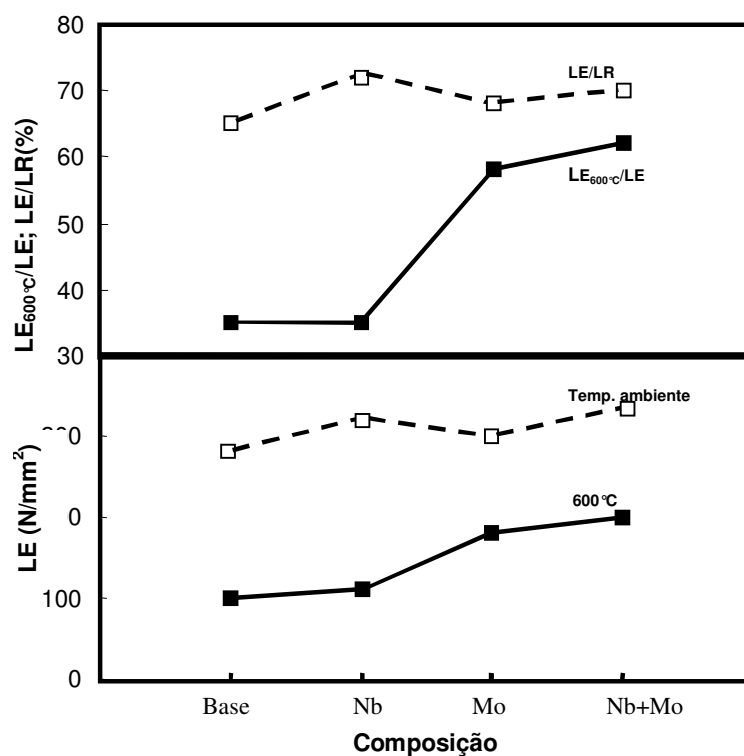


FIGURA 3.11- Efeito da adição de Nb, Mo e da combinação Nb+Mo nas propriedades à tração do aço 0,1%C-0,9Mn (CHIJIWA, R. *et al.*, 1994).

Verificou-se, neste caso, que as adições de Nb e Nb+Mo elevaram os valores de limite de escoamento tanto à temperatura ambiente quanto a 600°C. Já a presença de Mo só foi capaz de alterar o valor de limite de escoamento a 600°C, mantendo praticamente constante o valor do limite de escoamento à temperatura ambiente.

A explicação, segundo CHIJIWA, R. *et al.* (1994), em termos de propriedades mecânicas em tração, para o desempenho de cada composição, baseou-se nas seguintes observações:

- aço Nb: foram observados precipitados de Nb(C,N) de tamanho inferior a 5nm, sendo esses os possíveis responsáveis pelo endurecimento da matriz ferrítica, elevando o limite de escoamento tanto à temperatura ambiente quanto a 600°C.
- aço Mo: presença de Mo₂C e *clusters* de Mo. Os mecanismos de endurecimento, neste caso, são solução sólida (solução sólida de Mo na ferrita) e precipitação (Mo₂C e *clusters* de Mo).

- aços Nb+Mo: presença de Mo_2C , NbC e *clusters* de Mo. Além dos mecanismos de endurecimento decorrentes da adição isolada de Nb e Mo, observa-se a inibição do crescimento dos precipitados de NbC pela presença do Mo segregado na interface entre os precipitados e a matriz.

Segundo os autores, embora fosse evidente a presença dos precipitados de Mo nos aços Mo e Nb+Mo, a maior parte desse elemento estava dissolvido na matriz ferrítica, como solução sólida.

SHA, W. *et al.* (1999a) estudando aços resistentes ao fogo, pesquisaram também a influência do Mo e Nb+Mo, concordando com as explicações propostas por CHIJIWA, R. *et al.* (1994). Eles também apontaram que a distribuição de precipitados finos, a presença de carbonetos do tipo M(C,N), Mo em solução sólida e a precipitação em torno de 550°C seriam responsáveis pela elevação da tensão de fricção da rede. Os autores sugerem que esses fenômenos manteriam a resistência em temperaturas superiores a 600°C, quando se iniciaria o escorregamento nos contornos de grãos (DIETER G. E., 1986).

Como forma de confirmar essa proposição, SHA, W. *et al.* (1999) calcularam, os valores de tensão de fricção (σ_i) para os aços Mo e Nb+Mo submetidos a um tratamento térmico de envelhecimento a 650°C por 30 minutos. Para tal cálculo consideraram os vários mecanismos que contribuem para a tensão de fricção da rede sendo eles: tensão intrínseca da rede ferrítica (σ_i), cujo valor é de 63,7 MPa; os efeitos do endurecimento por solução sólida devido à presença dos elementos substitucionais (σ_{ss}); a tensão decorrente do aumento de densidade de deslocamentos (σ_d); e a contribuição dos precipitados (σ_{ppt}), calculada através do modelo de Ashby-Orowan. Os valores encontrados para a tensão de fricção foram, 157 e 170 MPa, para os aços Mo e Nb+Mo respectivamente.

Outros estudos também foram realizados sobre o efeito desses mesmos elementos em um aço cuja composição base foi 0,1%C-0,23%Si-0,91%Mn-0,016%Ti (CHIJIWA, R. *et al.*, 1996) ao qual se adicionou 0,017%Nb; 0,48%Mo e a combinação Nb+Mo. Foi

detectada, após um tratamento de envelhecimento a 600°C por 15 minutos, a presença de carbonetos de titânio (TiC) em todos os aços, sendo que o aço com adição de Nb apresentou uma microestrutura tipicamente ferrítica, enquanto que os demais (com adição de Mo e Nb+Mo) apresentaram alguma quantidade de bainita. Foram observadas, além da presença de TiC, as seguintes diferenças nos aços com adição:

- aço Nb: presença de finos precipitados de NbN e/ou Nb(C,N) menores que 20 nm.
- aço Mo: não foi encontrado Mo₂C, presente em quase todos os aços com Mo
- aços Nb+Mo: precipitados similares aos encontrados no aço Nb foram observados, verificando-se que os maiores tamanhos variavam entre 3 e 5 nm, sendo que os precipitados menores (2 nm) se apresentavam em quantidade bastante elevada em relação aos maiores.

Observou-se, ainda, nos aços Nb+Mo uma forte segregação de Mo ao redor dos precipitados de Nb (também já relatada em trabalho anterior (CHIJIWA, R. *et al.*, 1994)). Pode-se considerar que esta segregação inibe o crescimento dos precipitados, evidenciando a razão pela qual o tamanho destes apontado nas condições não-envelhecidas para o aço Nb+Mo permanece inalterado e bem menor que o apresentado no aço Nb envelhecido.

Notou-se também que os precipitados mais finos formaram-se durante o tratamento de envelhecimento, pois não existiam no aço anteriormente. Já que tais precipitados só foram observados nos aços Nb+Mo, acredita-se que o Mo altere o coeficiente de atividade do carbono na ferrita, induzindo esta precipitação.

Confirma-se, novamente, o fato de que a formação e elevada dispersão desses precipitados na matriz ferrítica otimiza a estabilidade microestrutural a altas temperaturas.

Como o Mo aumenta a temperabilidade do aço, ele favorece a formação de microestruturas compostas de constituintes de baixas temperaturas de transformação, tais como ferrita acicular, bainita e martensita. ASSEFPOUR-DESFULY, M. *et al.* (1990) mostram esse efeito nas microestruturas apresentadas na figura 3.12, para aços contendo respectivamente 0,37%, 0,20% e 0,005% de Mo.

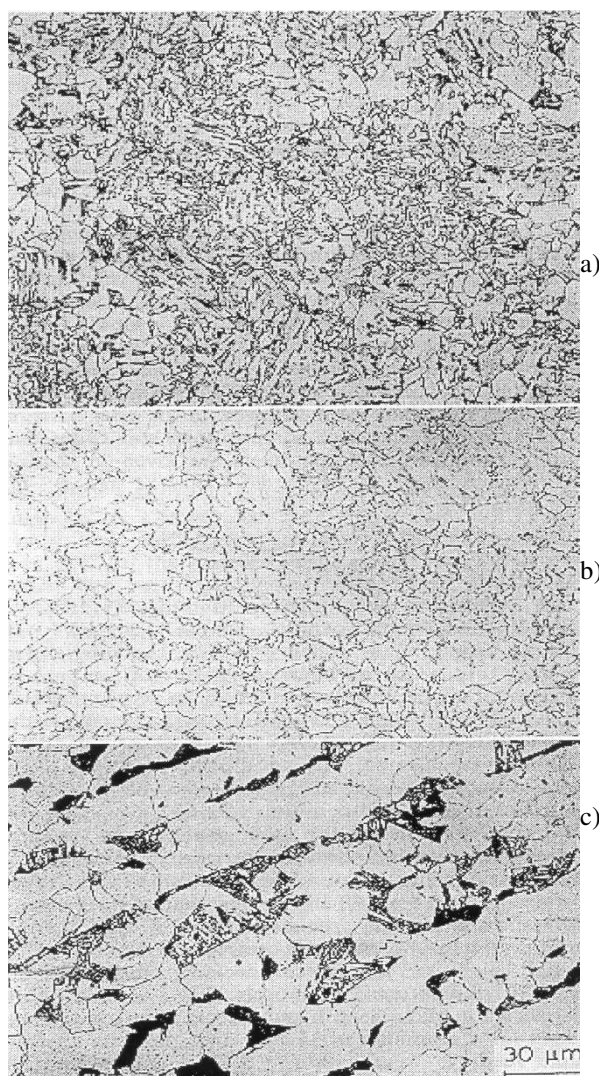


FIGURA 3.12- Efeito da adição de Mo na microestrutura de três aços, sendo: a) 0,37%, b) 0,20% e c) 0,005%.(ASSEFPOUR-DESFULY, M *et al.* 1990).

Pela figura 3.12 nota-se que a fração volumétrica de ferrita poligonal e perlita diminui com o aumento do teor de Mo, ou seja, a microestrutura a) é formada, em sua maioria, por produtos de baixa temperatura de transformação tais como ferrita acicular, bainita e

martensita e alguma ferrita poligonal, b) microestrutura composta principalmente por ferrita acicular e c) possui ferrita, perlita com algumas ilhas de bainita

As figuras 3.9 e 3.10 mostram que existe um teor ótimo de Mo de, aproximadamente, 0,5%, já que teores maiores levavam a um aumento da fração volumétrica de bainita, comprometendo a tenacidade. Considerando-se essa observação e analisando as microestruturas apresentadas na figura 3.12, nota-se então que, quanto maior for a fração volumétrica de ferrita acicular no aço, melhor será o seu desempenho em relação ao fogo. Isto se deve ao fato de que esta fase apresenta uma granulometria fina e alta densidade de deslocamentos, o que garante uma boa combinação entre resistência mecânica e tenacidade (PICKERING, F. B., 1978; COLLINS, L. E. *et al*, 1983). Daí pode-se inferir que um balanço entre a proporção desse constituinte em relação aos outros constituintes de baixa temperatura de transformação, obtida pela presença do Mo, e a distribuição dos precipitados, sejam os mecanismos responsáveis pela manutenção das propriedades mecânicas a altas temperaturas (ASSEFPOUR-DESFULY, M *et al*. 1990, CHIJIWA, R. *et al.*, 1994).

Essa hipótese é bastante razoável, considerando o trabalho de ASSEFPOUR-DESFULY, M *et al*. (1990), em que se estudou o comportamento a altas temperaturas de 8 ligas com diferentes teores de Mo e elementos formadores de precipitados concluindo que os aços com pequena fração volumétrica de ferrita acicular, bainita e martensita apresentavam elevada perda de resistência mecânica a temperaturas acima de 600°C.

Dessa forma, os aços resistentes ao fogo devem ser concebidos a partir de um projeto de liga tal que vise a presença de microestruturas de baixa temperatura de transformação, levando-se em conta uma elevada proporção de ferrita acicular e a presença de precipitados.

3.5.3. Processamento dos Aços Resistentes ao Fogo

Tradicionalmente, os aços resistentes ao fogo são produzidos por laminação a quente convencional, sendo que a garantia das propriedades mecânicas é obtida através do

refino de grão associado à recristalização da austenita. Por outro lado, microestruturas com características de resistência a altas temperaturas podem ser conseguidas pela combinação da composição química adequada e da seleção de parâmetros operacionais de laminação tais como temperatura de reaquecimento de placas, temperatura de acabamento de laminação, temperatura de bobinamento e taxas de resfriamento, variáveis fundamentais no controle da microestrutura.

A figura 3.13 ilustra a influência da temperatura de reaquecimento de placas nas propriedades mecânicas à temperatura ambiente e a 600°C de um aço resistente ao fogo do sistema C-Mn-Cr-Nb.

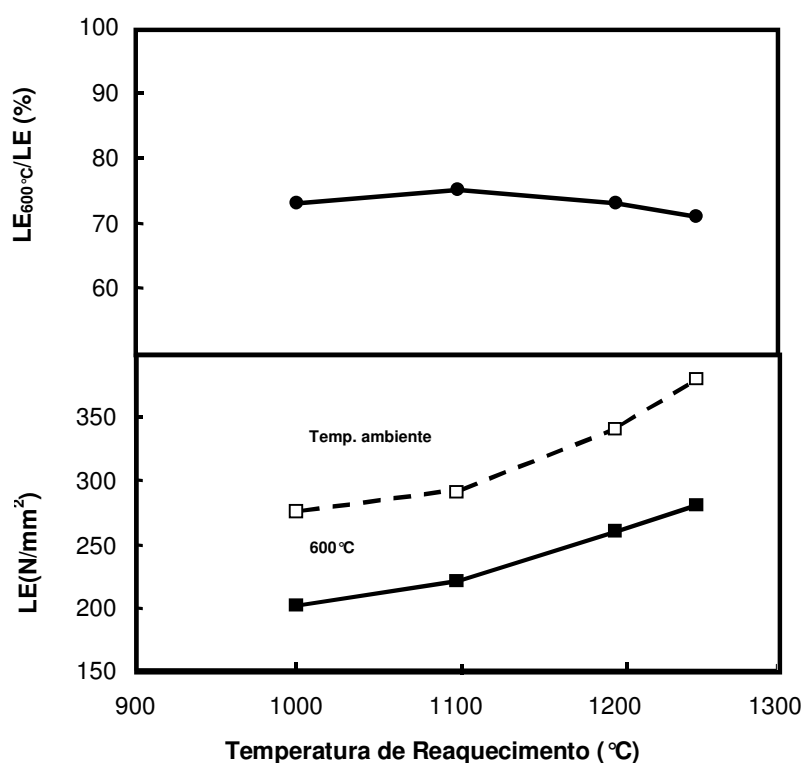


FIGURA 3.13- Efeito da temperatura de reaquecimento nas propriedades à tração do aço 0,1%C-0,3%Si-1%Mn-0,5%Cr-0,02%Nb-0,48%Mo (CHJIWA, R. *et al.*, 1994).

Elevações na temperatura de reaquecimento acarretam um aumento nos valores de limite de escoamento tanto à temperatura ambiente quanto a altas temperaturas, porém com redução progressiva dos valores da razão $LE_{600°C}/LE$. Esse efeito do aumento do limite de escoamento pode ser atribuído à quantidade de Nb em solução sólida

(ressolubilização dos carbonitretos de Nb) propiciando o crescimento dos grãos austeníticos. Maiores tamanhos de grão austenítico favorecem a temperabilidade e portanto uma maior fração de bainita no aço, com o conseqüente aumento dos valores de limite de escoamento e resistência.

O efeito da temperatura de acabamento nas propriedades dos aços resistentes ao fogo é mostrado na figura 3.14. Observa-se que, em torno de 900°C, o limite de escoamento, tanto à temperatura ambiente quanto a 600°C, passa por um valor mínimo, enquanto que o valores de LR/LE e LE_{600°C}/LE parecem independender dessa variável.

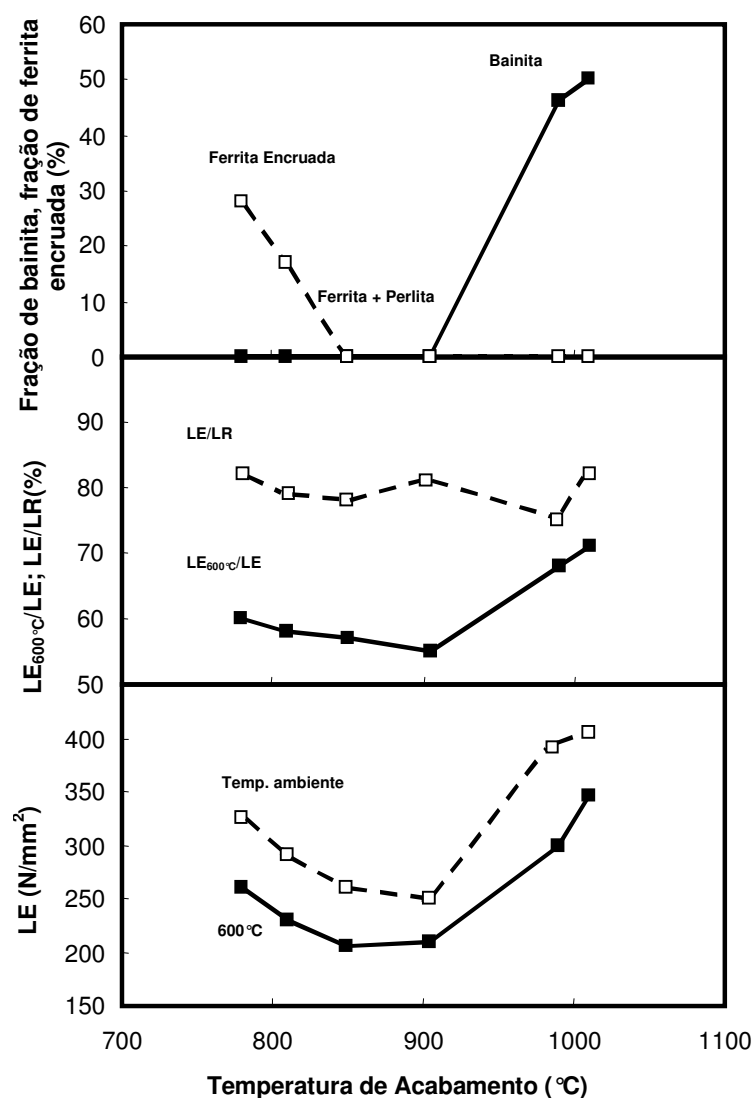


FIGURA 3.14- Efeito da temperatura de acabamento nas propriedades à tração do aço 0,1%C-0,3%Si-1%Mn-0,5%Cr-0,02%Nb-0,48%Mo (CHIJIWA, R. *et al.*, 1994).

Tomando como ponto de referência a temperatura de 900°C, observa-se que em temperaturas abaixo desse valor, a laminação ocorre na região bifásica ferrita/austenita promovendo o encruamento dos grãos ferríticos, elevando portanto os limites de escoamento e resistência. Já para valores acima de 900°C ocorre um crescimento dos grãos austeníticos existentes ao final da laminação e uma considerável fração de bainita na microestrutura final, resultando em maiores valores do limite de escoamento e de resistência.

PICKERING, F. B. (1978) também aponta o efeito da temperatura de acabamento nas propriedades mecânicas para aços de baixo C e alto Mn. O autor relata que temperaturas de acabamento mais baixas promovem a melhoria conjunta das propriedades de resistência e da tenacidade devido ao fato de um menor tamanho de grão austenítico inicial dar origem à ferrita acicular de tamanho de grão bem fino.

O efeito das condições de resfriamento tem um largo impacto sobre a precipitação nos aços, pois elas terão forte influência sobre o tamanho, a quantidade, o tipo, a coerência dos precipitados e a microestrutura final do aço. Como forma de exemplificar o efeito das condições de resfriamento sobre os aços, SHA, W *et al.* (2001) apontam que aços submetidos a resfriamento acelerado e temperados e revenidos apresentaram adequada resistência mecânica a altas temperaturas, mas devido ao fato de também apresentarem uma elevada resistência à temperatura ambiente, o valor da razão $LE_{600^{\circ}C}/LE$ é reduzido, comprometendo o efeito global de aplicabilidade do material.

CHOO, W. Y. *et al.* (1999) avaliaram o efeito das condições de resfriamento para um aço resistente ao fogo (0,3%Cr-0,36%Mo-Nb), nas condições de resfriamento listadas na tabela III.6.

TABELA III.6- Condições de resfriamento do aço 0,3%Cr-0,36%Mo-Nb (CHOO, W. Y. *et al.* 1999).

Denominação	Taxa de Resfriamento(°C/s)
AR	resfriamento ao ar
T1	23,0
T2	30,0
T3	19,0

Os resultados, em termos de propriedades mecânicas, para esse aço são apresentados na figura 3.15, que mostra os valores do limite de escoamento e de resistência determinados às temperaturas de 25, 600 e 700°C, nas diferentes condições de processamento.

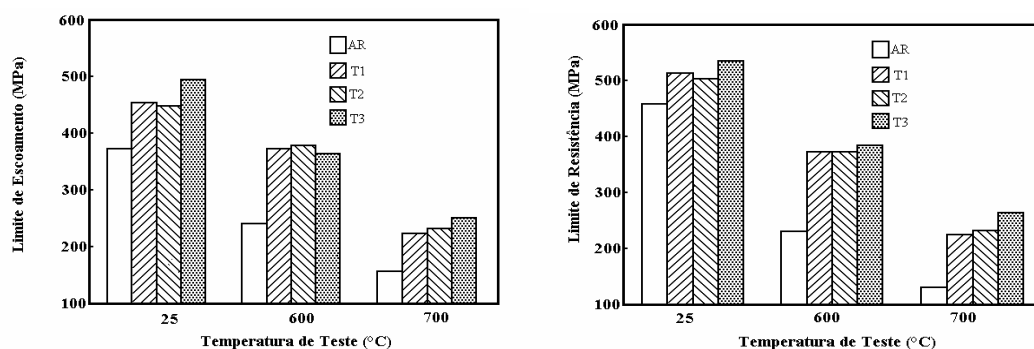


FIGURA 3.15- Variação dos valores do limite de escoamento e de resistência determinados nas temperaturas de 25, 600 e 700°C nas diferentes condições de processamento do aço 0,3%Cr-0,36%Mo-Nb (CHOO, W. Y. *et al.* 1999).

Pelos resultados apresentados na figura 3.15, verifica-se que as propriedades mecânicas obtidas com o resfriamento acelerado são superiores às obtidas com o resfriamento ao ar, sendo este efeito verificado em todas as temperaturas testadas (25, 600 e 700°C). Esse efeito é consequência do aumento da fração volumétrica de bainita, conforme já evidenciado por CHIJIWA, R. *et al.* (1994).

Por serem elementos estruturais, os aços para a construção civil devem apresentar uma certa tenacidade. Com base nas composições químicas e através das análises

microestruturais de aços resistentes ao fogo, determinou-se a presença de constituintes de baixas temperaturas de transformação tais como bainita e martensita que, dependendo de sua fração volumétrica, podem ter efeitos nocivos à sua tenacidade.

No aço estudado por CHIJIWA, R. *et al.* (1994), verificou-se que os maiores valores de limite de escoamento a 600°C, que estavam associados a altas temperaturas de acabamento, o que gerava na microestrutura uma considerável fração de bainita, poderiam ter um efeito nocivo à tenacidade do aço. CHOO, W. Y. *et al.* (1999) verificaram também que a matriz dos aços por eles estudados, quando submetidos a resfriamento acelerado, era constituída de ferrita e bainita, sendo que a quantidade de bainita aumentava com o aumento da temperatura de acabamento. Embora a presença da bainita pudesse ter um efeito deletério na tenacidade do aço, CHOO, W. Y. *et al.* (1999) submeteram as amostras de aço ao ensaio de impacto Charpy, sendo obtidos resultados satisfatórios superiores ao mínimo especificado de 27J de energia absorvida a 0°C em todas as condições de processamento. A figura 3.16 ilustra esses resultados.

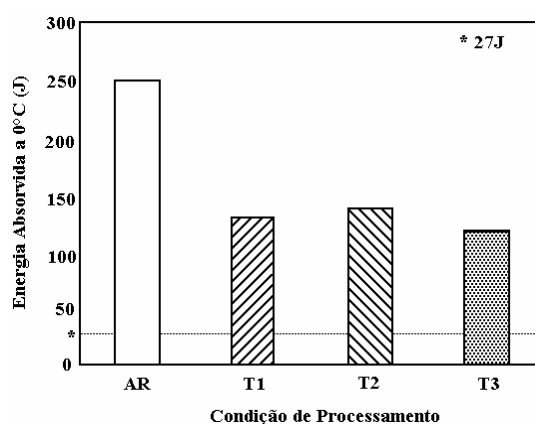


FIGURA 3.16- Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy a 0°C nas diferentes condições de processamento do aço 0,3%Cr-0,36%Mo-Nb (CHOO, W. Y. *et al.* 1999).

3.6. OS AÇOS ESTRUTURAIS USIMINAS PARA A CONSTRUÇÃO CIVIL

A aplicação de aços na construção civil tem evoluído significativamente nos últimos anos. Com esse aumento de consumo, tem-se verificado um maior rigor nos requisitos associados ao desempenho desses aços estruturais, tanto sob o aspecto técnico quanto o

econômico. Devido a isso, requisitos tais como resistência mecânica e à corrosão atmosférica passam a coexistir com a resistência ao fogo.

Estimulada por essa demanda, a USIMINAS tem, já há vários anos, desenvolvido uma série de estudos visando uma evolução no atendimento às necessidades do setor, garantindo, com isso, uma maior competitividade do seu produto como elemento estrutural.

Sendo assim, a USIMINAS dispõe de ampla gama de produtos destinados a aplicações estruturais na construção civil, cuja composição química e principais propriedades são apresentadas nas tabelas III. 7 e 8, respectivamente.

TABELA III.7- Composição química típica dos aços estruturais USIMINAS para a construção civil (% em peso).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Mo	Nb	Ni	Al
USI CIVIL 300	0,14	1,20	0,20	0,025	0,08	-	-	-	-	-	0,030
USI CIVIL 350	0,16	1,40	0,20	0,025	0,08	-	-	-	0,030	-	0,040
USI SAC 300	0,10	1,10	1,10	0,040	0,06	0,08	0,20	-	-	-	0,030
USI SAC 350	0,12	1,10	1,10	0,040	0,06	0,08	0,20	-	-	-	0,030
USI FIRE 350	0,10	1,00	0,20	0,025	0,06	0,30	0,45	0,30	0,020	0,35	0,030

TABELA III. 8 - Propriedades dos aços estruturais USIMINAS para a construção civil.

Denominação	Limite de Escoamento Mínimo (MPa)	Resistência à Corrosão Atmosférica	Resistência ao Fogo
USICIVIL 300	σ (300)	λ	λ
USICIVIL 350	v (350)	λ	λ
USI SAC 300	σ (300)	v	λ
USI SAC 350	v (350)	v	λ
USIFIRE 350	v (350 a 25°e 217 a 600°C)	v	v

Legenda: λ - baixa, σ - média, v - alta

Pode-se observar que além de fornecer aços tradicionais especificados pelas normas ASTM A-36 e A-572 foram também desenvolvidos outros aços estruturais

especialmente projetados para atendimento à nova demanda de mercado da construção civil. Para tanto, estão disponíveis a série USI-CIVIL de aços C-Mn, a série USI SAC – aços com elevada soldabilidade e cuja principal característica é a elevada resistência à corrosão atmosférica, e o aço USI FIRE que alia a resistência à corrosão atmosférica com a resistência ao fogo. Essa combinação de propriedades é resultante dos efeitos combinados da presença de diferentes elementos químicos. Isto pode ser constatado quando se compara as tabelas III.8 e 9 onde são apresentadas, respectivamente, as propriedades e as bases químicas desses aços.

TABELA III.9- Bases químicas dos aços estruturais para a construção civil

Aço	Base Química
USI CIVIL	C-Mn
USI SAC*	Si-P
USI FIRE	Mo-Cr-Cu

*OBS: A base Cu-Cr poderá ser usada sob especificação do cliente

No entanto, pesquisas estão continuamente sendo feitas objetivando agregar valor ao produto através da atribuição de uma nova característica conjugada a um desempenho similar ou até melhor que o anterior, tanto do ponto de vista técnico quanto dos aspectos relacionados a custos de fabricação e comercialização.

Nesse sentido, os aços estruturais da série USI SAC foram reestruturados com nova base, sendo a antiga, do tipo Cu-Cr, substituída por Si-P. Esta mudança de base está relacionada à minimização da ocorrência de trincas durante o lingotamento contínuo, causada pela redução da ductilidade a quente dos aços, devido à presença de Cu.

Como o requisito de resistência à corrosão atmosférica para os aços da série USI SAC é alto, CARNEIRO, R. A., *et al.* (1999) avaliou o desempenho desse novo aço em comparação aos aços da antiga base (Cu-Cr), como forma a garantir a mesma (ou superior) qualidade em relação a esta característica. Foram, então, realizados ensaios acelerados e não-acelerados de corrosão, em amostras não-pintadas, verificando-se que essa nova série de aços Si-P apresenta um potencial de desempenho contra a corrosão atmosférica superior ao da antiga série baseada em Cu-Cr.

Como os aços da série USI FIRE foram desenvolvidos a partir de uma composição química semelhante ao projeto de liga da série USI SAC, a menos da presença do Mo, foi visualizada, também, para eles, a substituição de sua base original (Mo-Cu-Cr) por Mo-Si-P. No entanto, não são reportados na literatura, os efeitos do Cu nas propriedades mecânicas dos aços resistentes ao fogo. Caso se considere o seu efeito como endurecedor da ferrita via solução sólida à temperatura ambiente, a adição de 0,30% (teor típico do aço USI FIRE) representa uma contribuição de 12 MPa ao limite de escoamento (ANTUNES, J. L. B. *et al.*, 1999). Entretanto, como a microestrutura dos aços resistentes ao fogo apresenta constituintes de baixa temperatura de transformação (ferrita acicular, bainita) é possível que a redução do teor de Cu possa implicar em variações nas propriedades mecânicas decorrentes de alterações microestruturais. Variações nas propriedades mecânicas a altas temperaturas, principalmente no limite de escoamento, podem ocorrer tanto em função do limite de escoamento a temperatura ambiente como em mecanismos de resistência a altas temperaturas.

Dessa forma, este estudo objetivou avaliar os mecanismos pelos quais o Mo e a presença e/ou distribuição dos constituintes microestruturais, que possam vir a surgir devido à nova base, são capazes de auxiliar na retenção de propriedades mecânicas em altas temperaturas.

3.7. O EFEITO DO CU E P NOS AÇOS E A SUBSTITUIÇÃO DA BASE CU-CR POR SI-P DOS AÇOS ESTRUTURAIS USIMINAS

O papel atribuído ao Cu dentro da classe dos aços estruturais USIMINAS está relacionado à sua capacidade de retardar o processo corrosivo através da formação de uma aderente camada superficial e compacta de óxidos, denominada pátina. Devido a isso, os aços resistentes à corrosão atmosférica são denominados aços patináveis. A adição, geralmente de 1,0 a 2,5% (em peso), de elementos tais como Cr, Si, P e Mo também proporciona esse fenômeno.

Dentre os elementos que contribuem para a formação de pátina nos aços, o Cu tem uma elevada importância. Quando adicionado em um teor mínimo de 0,03%, já tem um

efeito significativo na redução das taxas de corrosão atmosférica dos aços de baixa liga. Dessa forma, na composição básica dos aços estruturais USIMINAS destinados à construção civil consta sempre a presença de Cu como agente inibidor de corrosão atmosférica.

Embora o Cu tenha um efeito significativo na redução das taxas de corrosão atmosférica, por outro lado, sua presença pode contribuir drasticamente para a redução da ductilidade a quente das placas durante o lingotamento contínuo. Essa perda de ductilidade leva à geração de trincas, o que conseqüentemente, exige que as placas sejam submetidas à operação de escarfagem para sua eliminação.

Devido à elevada contribuição do Cu na constituição dos aços patináveis, vários projetos de liga têm sido propostos visando o abaixamento ou eliminação da susceptibilidade à trincas a quente (SHIBATA, K. *et al.*, 1997). Portanto, um bom projeto de liga de aço patinável, que contenha Cu, deve contemplar a redução de custo de produção, sobretudo pela diminuição do número de placas refugadas devido à presença de trincas, e mesmo pela eliminação da etapa de escarfagem.

Várias teorias associam a abertura dessas trincas ao fato de que o Cu e também outros elementos tais como Pb, As ou Sb, sendo menos oxidáveis que o Fe nas temperaturas de reaquecimento das placas, tendem a se concentrar na interface metal-carepa durante essa operação, devido à remoção do Fe. Sendo assim, quando a concentração de Cu excede o seu limite de solubilidade na austenita (cerca de 9%) ocorre a precipitação de uma fase rica neste elemento nos contornos de grãos austeníticos. Essa fase, por possuir uma temperatura de fusão menor (aproximadamente 1080°C) que as temperaturas de reaquecimento (1100-1200°C), funde-se formando um filme líquido entre os grãos, ocasionando as trincas (KUNISHIGE, K. *et al.*, 1997).

Como alternativa a minimizar esse efeito, pode-se empregar elementos que elevem a solubilidade do Cu na austenita, garantindo que não ocorra a precipitação de fases ricas em Cu nos contornos de grão. Dentre esses elementos destaca-se o Ni com grande efeito, conforme pode ser visto na figura 3.17, que apresenta a solubilidade do Cu na

austenita em função da adição ternária de outros elementos (LECOMTE-BECKERS, J. *et al.*, 1983; MINTZ, B., 1999).

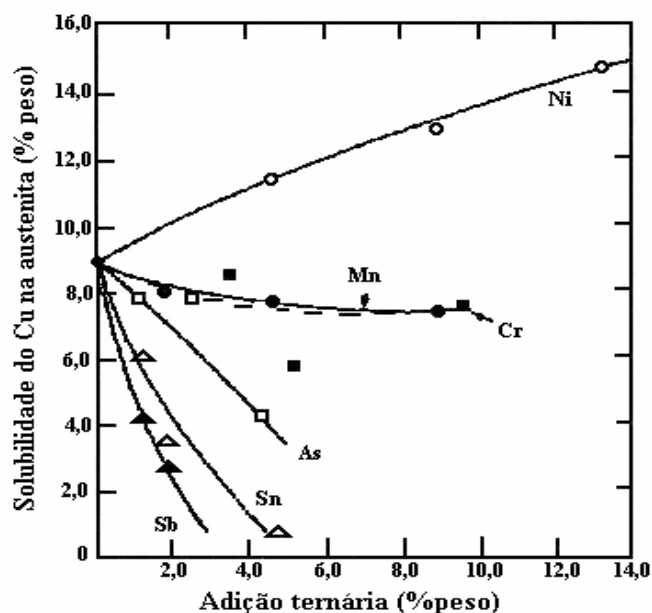


FIGURA 3.17- Influência dos vários elementos na solubilidade do Cu na austenita (LECOMTE-BECKERS, J. *et al.*, 1983).

O efeito da adição de Ni na prevenção da formação da fase rica em de Cu mostra que a razão Ni/Cu precisa estar dentro da faixa de 1,5-2,0 para aumentar a solubilidade do Cu na austenita e, então, serem evitadas as trincas (MINTZ, B., 1999). No entanto, devido ao elevado custo, adições desse elemento não são viáveis.

Embora a presença de Cu nos aços possa comprometer a ductilidade a quente, a sua adição para a resistência à corrosão atmosférica, como já citado anteriormente, faz-se necessária. Assim, a adição desse elemento nos aços da série USI FIRE e também da série USI SAC, é imprescindível.

Outro elemento que pode ter uma influência importante na diminuição da fragilidade a quente é o Si. Estudos mostram que a sua presença em temperaturas abaixo de 1100°C resulta na oclusão da fase rica em Cu e/ou na diminuição de sua fluidez devido à formação de óxido líquido fayalita ($\text{FeO} \cdot 2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) na interface aço/carepa, que, no

entanto, pode resultar em qualidade superficial ruim da chapa (LECOMTE-BECKERS, J. *et al.*, 1983).

Como alternativa a minimizar esses problemas nos aços contendo Cu e objetivando conjugar as suas propriedades com um menor custo de fabricação, estabeleceram-se, na USIMINAS, novos projetos de liga para os aços da série USI SAC. Esta nova liga então foi caracterizada por elevadas adições de Si e de P e redução dos teores de Cu e de Cr, sendo denominada USI SAC 300 por possuir limite de escoamento mínimo de 300 MPa. Visando ainda aumentar a resistência mecânica dessa nova liga, adições de Nb foram feitas, dando origem à qualidade USI SAC 350. Embora as elevadas adições de Si e P, compensando o abaixamento do teor de Cu e Cr, fossem relacionadas ao efeito combinado desses elementos em relação à resistência à corrosão (OHNO, Y. *et al.*, 1983), eles podem também minimizar a formação de trincas a quente (SHIBATA, K. *et al.*, 1997). Segundo SHIBATA, K. (1997), a adição conjunta desses elementos (0,4%Si e 0,02%P) em aços 0,1%C-0,5%Mn-0,5%Cu apresentou um substancial efeito na diminuição da susceptibilidade à formação de trincas pela diminuição na taxa de oxidação.

Ainda que a mudança da base Cu-Cr por Si-P nos aços USI SAC e USI FIRE possa minimizar a formação de trincas a quente sem comprometer a resistência à corrosão, verifica-se também que essa mudança pode ter um caráter antagônico relacionado à presença do P.

O P é um dos elementos com maior potencial de endurecimento da ferrita, sendo que somente cerca de 0,1% aumenta tanto o limite de escoamento quanto o de resistência em torno de 62 MPa (KAPADIA, B.M., 1998). Por outro lado, ele exerce efeito deletério associado a várias formas de fragilização, reduzindo a tenacidade e a ductilidade.

A principal forma de fragilização devido à presença de P nos aços é a *fragilidade ao revenido* em aços tratados termicamente (temperados e revenidos). Esse fenômeno é devido à segregação dos átomos de P e outras impurezas nos contornos de grãos da

austenita original. Esse problema, no entanto, não é observado em aços estruturais para a construção civil, já que são empregados na condição original de fornecimento (como laminados).

Outras duas formas de fragilidade podem ocorrer em aços contendo P na faixa de 0,008 a 0,025%. Nessas duas categorias as trincas se propagam entre os contornos de grão ferríticos (em vez de austeníticos) devido à segregação de P durante um resfriamento lento das bobinas ou durante o recozimento final após a laminação a frio (KAPADIA, B.M., 1998).

No primeiro tipo, as fraturas são observadas em materiais de espessura mais elevada sendo que essas trincas propagam-se nas zonas de bandeamento, “*planar-oriented cracking*”. No outro tipo, ocorre a fratura frágil em peças conformadas, fenômeno conhecido por fragilização por deformação secundária. Neste caso, durante as primeiras etapas de conformação das peças, nenhuma fratura ocorre sendo que em etapas subsequentes ou quando a peça é submetida a esforços em serviço ocorre o surgimento deste tipo de fratura.

Os estudos sobre o fenômeno de segregação de impurezas no contorno de grão tem despertado grande interesse sendo que a primeira teoria sobre o fenômeno, conforme aponta LUCAS, M. *et al.*, 1999, foi atribuída às interações químicas de caráter atrativo entre os átomos dos elementos segregados e dos elementos ligantes, como por exemplo, os pares Ni-Sb, Cr-P, Mo-P. No entanto, essa teoria não apresentou uma validade generalizada, sendo proposta uma nova teoria que expõe que a segregação de elementos no contorno de grão pode ser decorrente do efeito da competição de sítios nos contornos de grãos entre o carbono e os elementos segregantes (McMAHON Jr., J. *et al.*, 1980).

Em aços contendo P e outros elementos ligantes tais como Cr, Mn ou V, esse efeito é amplamente verificado. Isto porque, sendo estes elementos formadores de carbonetos estáveis, eles reduzem a quantidade do carbono em solução sólida, o que, por sua vez, aumenta a segregação de P devido à competição de sítios entre ele e o carbono (LUCAS, M. *et al.*, 1999).

A literatura também cita o Mn e Si como elementos capazes de aumentar a susceptibilidade à fragilização ao revenido (McMAHON Jr., J. *et al.*, 1980). No entanto, o efeito desses elementos na fragilização de contornos de grão depende de sua interação com o C e o P. A fragilização por revenimento, embora não seja o caso dos aços USI SAC ou USI FIRE, pode ser minimizada com pequenas adições de Mo, que tende a enriquecer os contornos de grão com C, o que de certa forma minimiza a possibilidade desse efeito. O papel benéfico do Mo tem sido explicado em termos de uma redução da solubilidade do P na matriz ferrítica devido à interações de caráter forte entre ambos (GRABKE *et al.*, 1987). Essas interações resultariam na formação de precipitados e/ou agregados Mo-P na matriz, reduzindo a quantidade de impureza disponível para a segregação nos contornos de grão.

Embora essa hipótese possa justificar a redução da segregação de P em aços contendo Mo, o real caráter dessa interação Mo-P pode, no entanto, ser questionado, uma vez que não foram evidenciadas a formação de precipitados ou agregados (*clusters*) de Mo-P na ferrita (GRABKE *et al.*, 1987).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. PRODUÇÃO DOS LINGOTES E LAMINAÇÃO

Foram elaboradas, em escala piloto, em um forno de fusão a vácuo da marca Jeol com potência de 100 kW, seis corridas, cuja composição visada é dada pela tabela IV.1, obtendo-se lingotes de 50kg nas dimensões 135 x 135 x 300 mm.

Uma vez que o aço USI FIRE tem sua composição baseada na dos aços USI SAC, a composição química dos novos aços apresenta teores de P e Si idênticos aos do aço USI SAC-350.

TABELA IV.10- Composição química visada dos aços (% em peso).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Al	N	Mo	Nb
1A	0,08	0,95	1,10	0,040	0,010	0,09	0,20	0,030	0,0060	0,10	-
1B	0,12	0,95	1,10	0,040	0,010	0,09	0,20	0,030	0,0060	0,10	-
1B-Nb	0,12	0,95	1,10	0,040	0,010	0,09	0,20	0,030	0,0060	0,10	0,030
2A	0,08	0,80	1,10	0,040	0,010	0,09	0,20	0,030	0,0060	0,30	
2B	0,12	0,80	1,10	0,040	0,010	0,09	0,20	0,030	0,0060	0,30	
2B-Nb	0,12	0,80	1,10	0,040	0,010	0,09	0,20	0,030	0,0060	0,30	0,030

Os aços foram denominados 1A, 1B, 1B-Nb, 2A, 2B e 2B-Nb estando o número relacionado ao teor de Mo, sendo 1 para baixo e 2 para alto teores. As letras A e B se associam ao teor de C, seguindo a mesma ordem imposta para os números.

Os aços da classe 1 (baixo teor de Mo) apresentam maiores teores de Mn que os da classe 2. Esta diferença está relacionada à obtenção das propriedades mecânicas visadas, sendo que o baixo teor de Mo dos aços da classe 1 é compensado pelo maior teor de Mn e vice-versa.

O objetivo da adição de Nb foi verificar a existência de efeitos decorrentes da combinação Nb-Mo na resistência ao fogo, conforme relatado por alguns autores (CHIJIWA, R. *et al.*; 1994, SHA, W. *et al.* 1999). Outro ponto importante no que diz

respeito ao Nb é seu efeito de refinar o grão ferrítico, podendo proporcionar maiores valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy.

Os lingotes foram laminados a quente em um laminador piloto em condições de temperatura que correspondem às mesmas associadas à condição industrial de processamento. O reaquecimento foi feito em um forno tipo mufla a uma temperatura de, aproximadamente, 1250°C por 3 horas (RATNAPULI, R. C. *et al.*, 1996; ANTUNES, J. L. B. *et al.*, 1999), seguido de um resfriamento ao ar até uma temperatura de 1150°C para início da laminação, sendo laminados até a espessura final de 7mm com temperatura de acabamento em torno de 850°C, A redução total na espessura foi de 94,6%, sendo a escala de passes utilizada e a deformação em cada passe mostradas tabela IV.2.

TABELA IV.2 - Escala de passes utilizada na laminação dos lingotes.

Número	Espessura da chapa (mm)	Deformação (%)
1	130	3,8
2	120	7,7
3	110	8,3
4	100	9,1
5	85	15,0
6	70	17,6
7	60	14,3
8	52	13,3
9	47	9,6
10	45	4,3
11	35	22,2
12	27	22,9
13	20	25,9
14	14	30,0
15	10	28,6
16	7	-

4.2. CARACTERIZAÇÃO DOS AÇOS

4.2.1. Caracterização Microestrutural

Esta etapa constou de análises metalográficas padrão dos aços através de microscopias ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). A preparação das amostras foi feita conforme as técnicas metalográficas convencionais. Após lixamento e polimento, as amostras foram atacadas com Nital 4% para a revelação da microestrutura.

Inicialmente, a caracterização foi feita nos aços na condição como laminados sendo identificadas, através de microscopia ótica, as fases presentes e determinadas, por meio de metalografia quantitativa, suas respectivas frações volumétricas e o tamanho de grão ferrítico.

A análise das microestruturas foi feita em um microscópio ótico metalográfico, marca Leitz, modelo Metallux II. A medida das frações volumétricas das fases (ou constituintes) presentes nos aços foi feita utilizando-se um analisador de imagens do tipo QUANTIMET Q-600 e a determinação do tamanho de grão ferrítico foi feita através do método de interceptos conforme a norma ASTM E-112/88, que consiste em contar os interceptos dos contornos de grãos sobre uma linha de teste de comprimento conhecido, cujo valor é dividido pelo número de interceptos, obtendo-se assim o diâmetro médio dos grãos.

Posteriormente, a fim de evidenciar a presença de martensita nos aços, as amostras também foram atacadas com metabissulfito de sódio. O ataque com metabissulfito de sódio revela a martensita por contraste de cores, já que sob a ação desse reagente ela apresenta uma coloração clara enquanto os demais produtos apresentam coloração mais escura.

4.2.2. Curvas CCT

Foram traçados, por dilatométrica, os diagramas de transformações de fase em resfriamento contínuo (curvas CCT) para cada aço, visando determinar as fases

formadas sob diferentes taxas de resfriamento. Para o levantamento das curvas que constituíram esses diagramas, utilizou-se um dilatômetro Formastor-F.

Genericamente o processo de obtenção de curvas *CCT* através do método dilatométrico consiste em relacionar a variação de comprimento (ou volume) dos corpos-de-prova do material a ser testado em função da temperatura sob taxas de aquecimento ou resfriamento conhecidas. A figura 4.1 indica um resultado típico de um ensaio de dilatometria. A curva tracejada representa a temperatura e a cheia as variações de volume do corpo-de-prova.

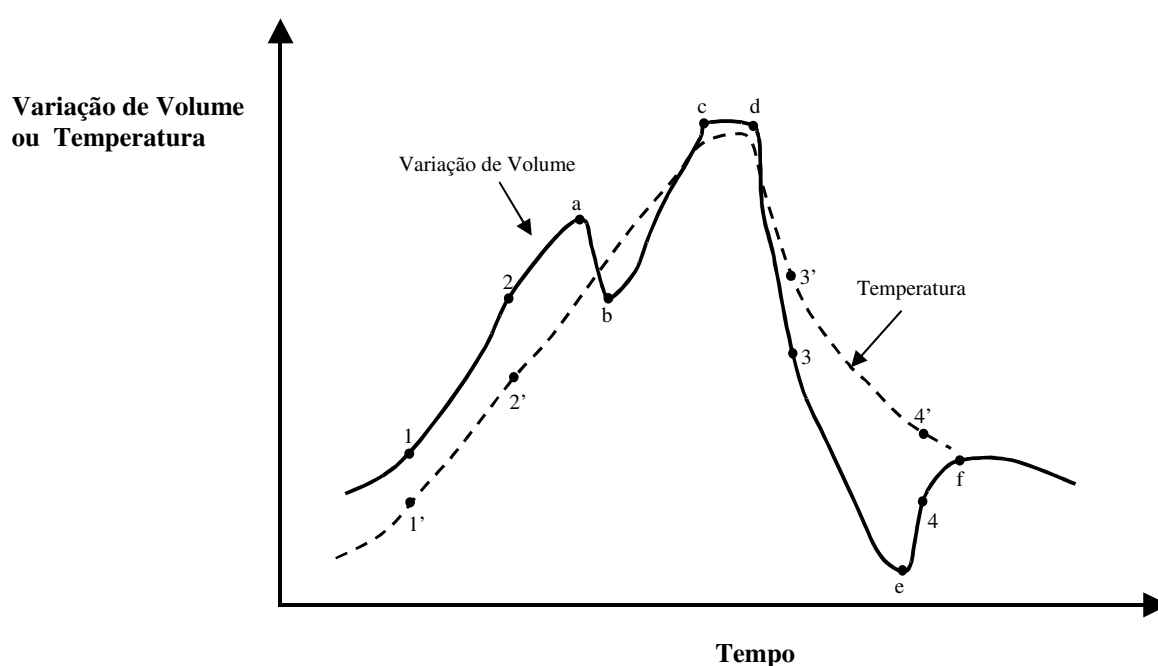


FIGURA 4.1- Curva típica de um ensaio de dilatometria (BARDAVID, J.,1984).

Durante o aquecimento, o corpo-de-prova como recebido apresenta uma leve expansão até o ponto a. Nesse ponto a ferrita começa a se transformar em austenita, transformação essa que é caracterizada por uma contração volumétrica devido à passagem de uma estrutura CCC para CFC. A partir do ponto b toda a ferrita se transforma em austenita, indicado pelo trecho b-c como uma linha reta mostrando a expansão da nova fase transformada. O trecho c-d corresponde a austenitização do material, implicando em volume constante da amostra.

Com o início do resfriamento, a austenita se mantém em equilíbrio metaestável até o ponto e, a partir do qual uma expansão volumétrica indica o começo da transformação da austenita. Do ponto f em diante, até a temperatura ambiente, ocorre apenas uma contração de origem térmica devido à redução de temperatura.

Em seguida, obtêm-se a curva de variação do comprimento (ou volume) do corpo-de-prova em função da temperatura. Os pontos 1, 2, 3 e 4 correspondem às expansões e contrações que estão relacionadas às temperaturas 1', 2', 3' e 4', onde ocorrem as transformações, sendo possível então traçar um gráfico como o da figura 4.2, sendo que as temperaturas de início e final de transformação serão determinadas prolongando as partes retas da curva obtida.

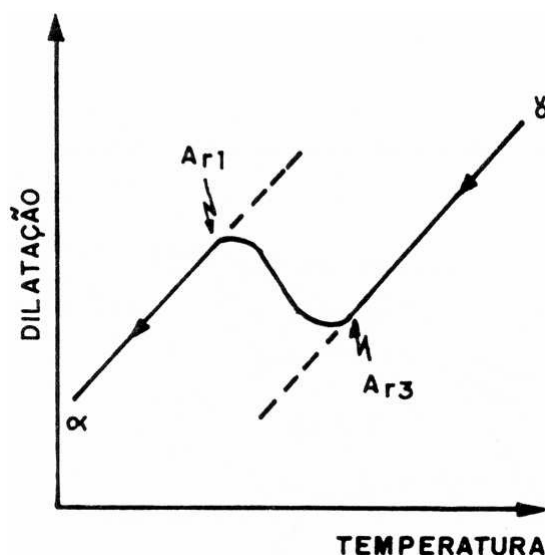


FIGURA 4.2- Curva de dilatométrica diferencial típica de um aço microligado (BARBOSA, R. A. N. M. *et al.*, 1989).

Identificadas as temperaturas críticas de transformação de fases durante o resfriamento, são feitas análises da microestrutura à temperatura ambiente (fases presentes e fração volumétrica), sendo então possível traçar uma curva do diagrama CCT para uma determinada taxa de resfriamento. Assim, o processo se repetirá para cada taxa de aquecimento/resfriamento de interesse obtendo-se várias curvas que constituirão o diagrama.

No presente estudo, corpos-de-prova com as dimensões mostradas na figura 4.3 foram aquecidos a uma temperatura de 910°C por 20 minutos (austenitização completa do material), sendo adotadas taxas de resfriamento iguais a 5, 15, 30, 60, 120 e 180°C/min, em concordância com estudo anterior (ANTUNES, J. L. B. et al., 1999).

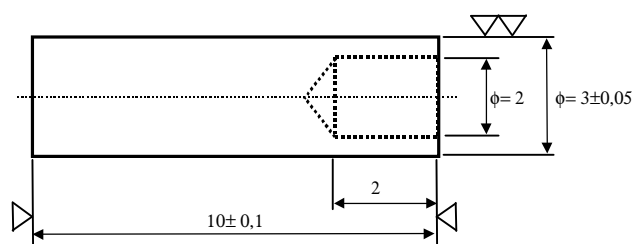


FIGURA 4.3 - Desenho esquemático do corpo-de-prova utilizado para a confecção das curvas CCT. Dimensões em mm.

4.2.3. Caracterização do Comportamento Mecânico

- *Ensaio de Dureza*

Os aços na condição de laminados foram submetidos a tratamentos térmicos de forma a se avaliar alterações de comportamento mecânico decorrentes da exposição do material a temperaturas elevadas, típicas de situações de incêndios, por um período usualmente requerido de resistência ao fogo. Esses tratamentos térmicos foram feitos em um forno do tipo mufla nas temperaturas de 200, 400 e 600°C por 1800s, sendo este tempo de tratamento sugerido pela literatura para avaliações de resistência ao fogo (CHIJIWA, R. *et al.*; 1994). Após tratadas e resfriadas ao ar, foi levantada a dureza dos aços submetidos a tratamentos térmicos de simulação de incêndio.

Utilizou-se, para esse fim, um durômetro da marca Leco- modelo V-100-C2 na escala Vickers, cujo penetrador consiste em uma pirâmide de base quadrada de diamante, sendo o valor de dureza obtido através da razão entre a carga aplicada e a área da pirâmide impressa no material (SOUZA, A. S., 1993). A carga utilizada nesses ensaios foi de 10 kgf.

- *Ensaio de Tração*

Para os ensaios de tração, tanto à temperatura ambiente quanto a altas temperaturas, foram utilizados corpos-de-prova retirados na direção transversal em relação à direção de laminação., do tipo *sheet type*, conforme a norma ASTM A370/97. As dimensões do corpo-de-prova são mostradas na figura 4.4

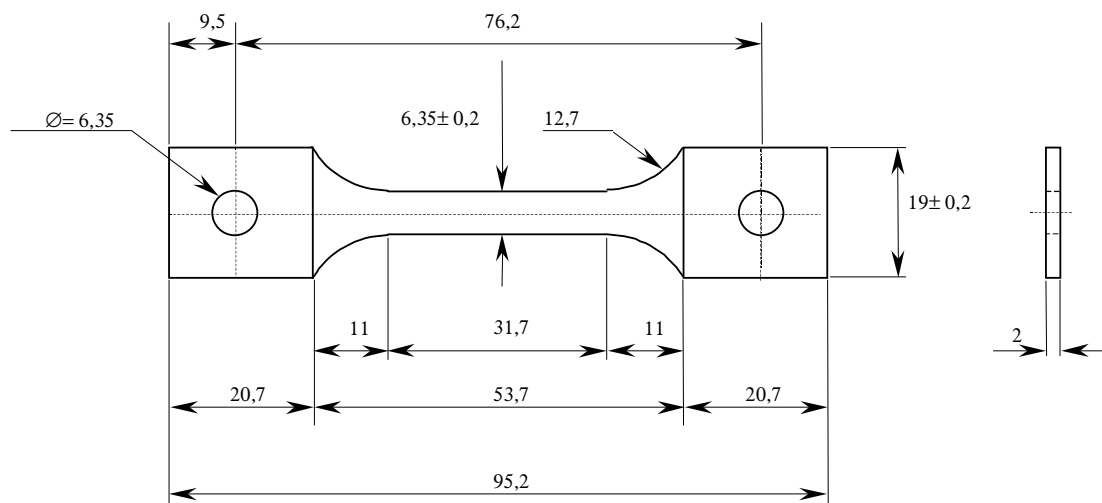


FIGURA 4.4- Dimensões do corpo-de-prova de tração para chapas conforme norma ASTM A370. Dimensões em mm.

Os ensaios de tração, tanto à temperatura ambiente quanto em altas temperaturas, foram executados em uma máquina universal de ensaios mecânicos da marca Instron - modelo 1125 à temperatura ambiente (25°C), 200°C, 400°C e 600°C. Para os ensaios em temperaturas superiores à temperatura ambiente foi utilizado um forno também da marca Instron modelo A1013-301. A velocidade de deslocamento do cabeçote utilizada em todos os testes foi de 5 mm/min correspondendo a uma taxa de deformação igual a $2,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

Para os ensaios a altas temperaturas adotou-se o seguinte procedimento:

- um termopar de platina-platina/ródio era preso ao centro do corpo-de-prova amarrando-o com um fio de Ni-Cr;

- colocava-se o corpo-de-prova com o termopar preso no interior do forno e cronometrava-se o tempo para que o forno atingisse a temperatura de ensaio;
- mantinha-se o corpo-de-prova na temperatura de ensaio por um tempo de 10 minutos de encharque para a homogeneização completa da temperatura ;
- iniciava-se o ensaio de tração, sendo coletados os dados de força e deslocamento através de um registrador gráfico.

Foram determinados, a partir de três ensaios para cada temperatura, os valores médios de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total percentual

- *Ensaio de Impacto Charpy*

A tenacidade dos aços foi avaliada através do ensaio de impacto Charpy. O ensaio foi realizado a 0°C em uma máquina da marca Wolpert, sendo empregados 3 corpos-de-prova retirados longitudinalmente em relação à direção de laminação. Para temperaturas inferiores à temperatura ambiente os corpos-de-prova foram resfriados em uma cuba contendo uma mistura de álcool etílico e nitrogênio líquido.

Devido à pequena espessura da chapa, os corpos-de-prova para esse ensaio foram do tipo *subsize*, com seção transversal de 5 mm x 10 mm, confeccionados de acordo com a norma ASTM E23. Para que pudessem ser comparados os valores de energia absorvida obtidos por esses corpos-de-prova com o valor especificado, esses resultados foram convertidos para a dimensão padrão, de acordo com a norma ASTM A370.

- *Ensaio de Dobramento*

O ensaio de dobramento é um ensaio de caráter qualitativo cujo objetivo é avaliar a ductilidade do material sob essa solicitação, já que essa operação é muito utilizada em aço destinados à construção civil.

Foram realizados ensaios de dobramento com três pinos em uma em máquina universal de ensaios mecânicos da marca Instron - modelo 1125 em corpos-de-prova retirados na direção longitudinal em relação à direção de laminação. O dobramento foi feito em

triplicata (3 corpos-de-prova), a 180°, utilizando diâmetro do cutelo de 1,5E (onde E representa a espessura da chapa). As dimensões dos corpos-de-prova para o ensaio de dobramento foram especificadas pela norma ASTM A370 e estão representadas na figura 4.5 em que T é a espessura do material a ser testado (7mm) e W é a largura, que devido à espessura do material ser menor que 13mm, foi de 19mm para atender aos requisitos estabelecidos pela norma.

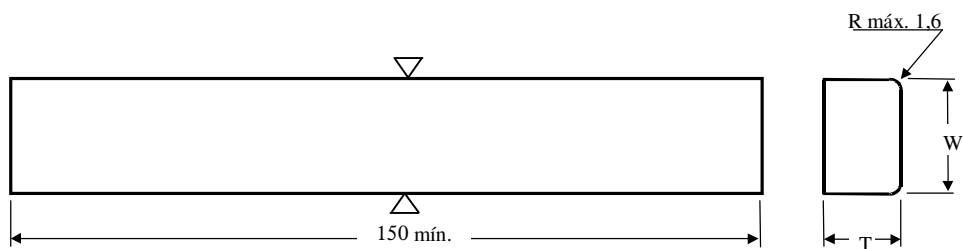


FIGURA 4.5– Dimensões do corpo-de-prova de dobramento. Norma ASTM A370.
Dimensões em mm.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A tabela V.1 mostra a composição química obtida (% peso) dos aços propostos juntamente com os respectivos valores de carbono equivalente, segundo a fórmula do *IW*- International Institute of Welding (GLADMAN, T., 1997).

TABELA V.1- Composição química obtida e carbono equivalente dos aços propostos (% em peso).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Al _{sol}	N _{total}	Mo	Nb	CEq*
1A	0,07	0,95	1,09	0,041	0,0081	0,11	0,19	0,022	0,0060	0,10	-	0,29
1B	0,12	0,95	1,10	0,040	0,0080	0,11	0,21	0,042	0,0056	0,10	-	0,34
1B-Nb	0,12	0,93	1,07	0,030	0,0090	0,09	0,20	0,034	0,0024	0,098	0,030	0,33
2A	0,08	0,80	1,10	0,040	0,0082	0,11	0,19	0,047	0,0057	0,29	-	0,31
2B	0,12	0,80	1,10	0,040	0,0078	0,11	0,19	0,048	0,0057	0,30	-	0,35
2B-Nb	0,12	0,79	1,10	0,029	0,0093	0,09	0,20	0,034	0,0034	0,30	0,030	0,35

$$*CEq = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15$$

Comparando-se as tabelas IV.1 e V.1, observa-se que a composição química obtida ficou muito próxima da composição visada, a menos dos teores de Al dos aços 1B, 2A e 2B e de P nos aços 1B-Nb e 2B-Nb. Embora o teor de Al não esteja dentro do visado, isso não configura, inicialmente, um fator crítico visto que a composição química desses aços é baseada na dos aços da série USI SAC, que possuem teor máximo admissível de 0,050%. Em relação ao teor de P, os aços com Nb apresentaram valores inferiores ao especificado, porém consistentes com a faixa visada de 0,025-0,040.

5.2. DIAGRAMAS DE TRANSFORMAÇÃO EM RESFRIAMENTO CONTÍNUO (CURVAS CCT)

Nas figuras 5.1 a 5.6 são apresentados os diagramas de transformação em resfriamento contínuo (curvas CCT) dos aços.

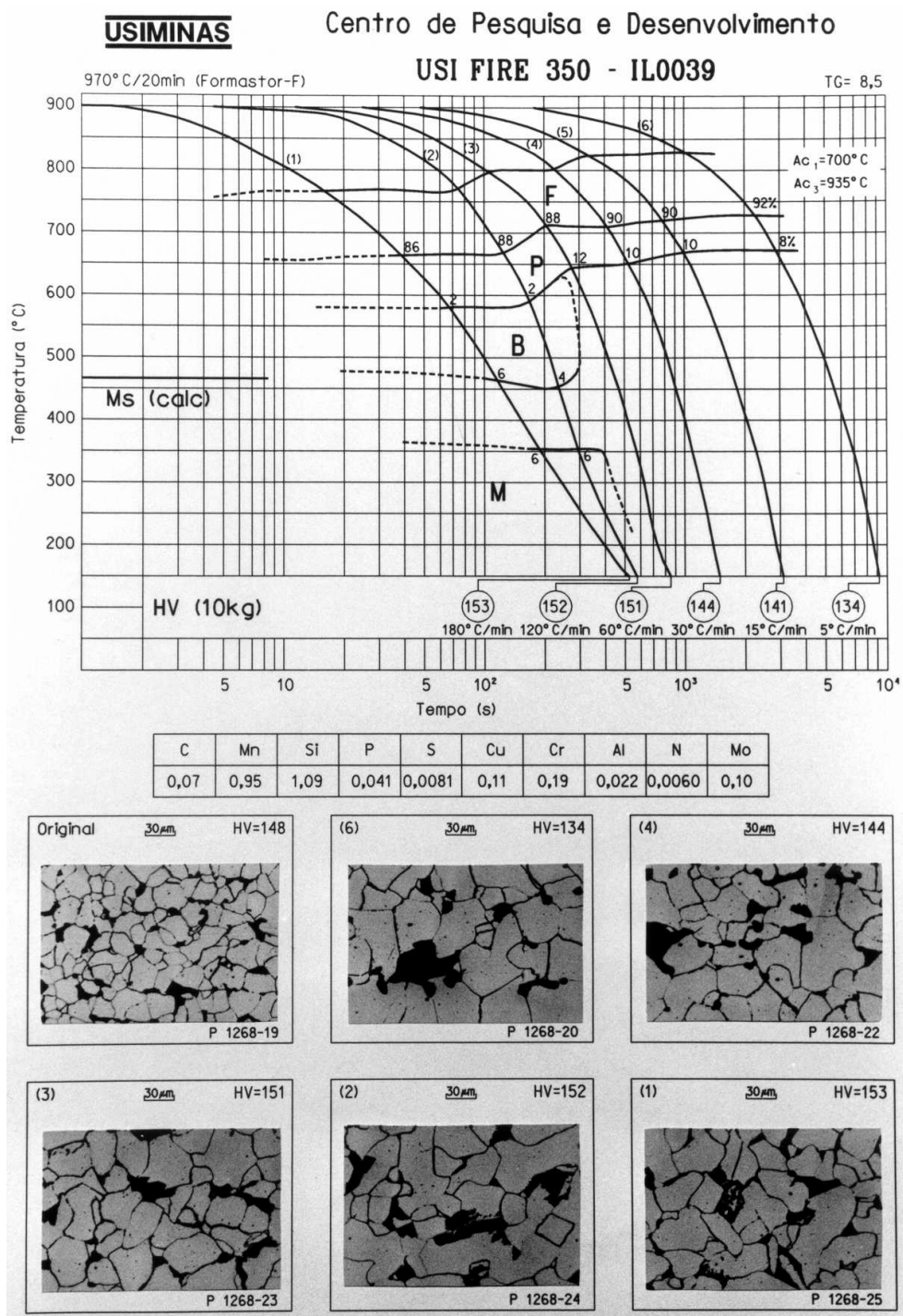


FIGURA 5.1- Diagramas de transformação em resfriamento contínuo do aço 1A.

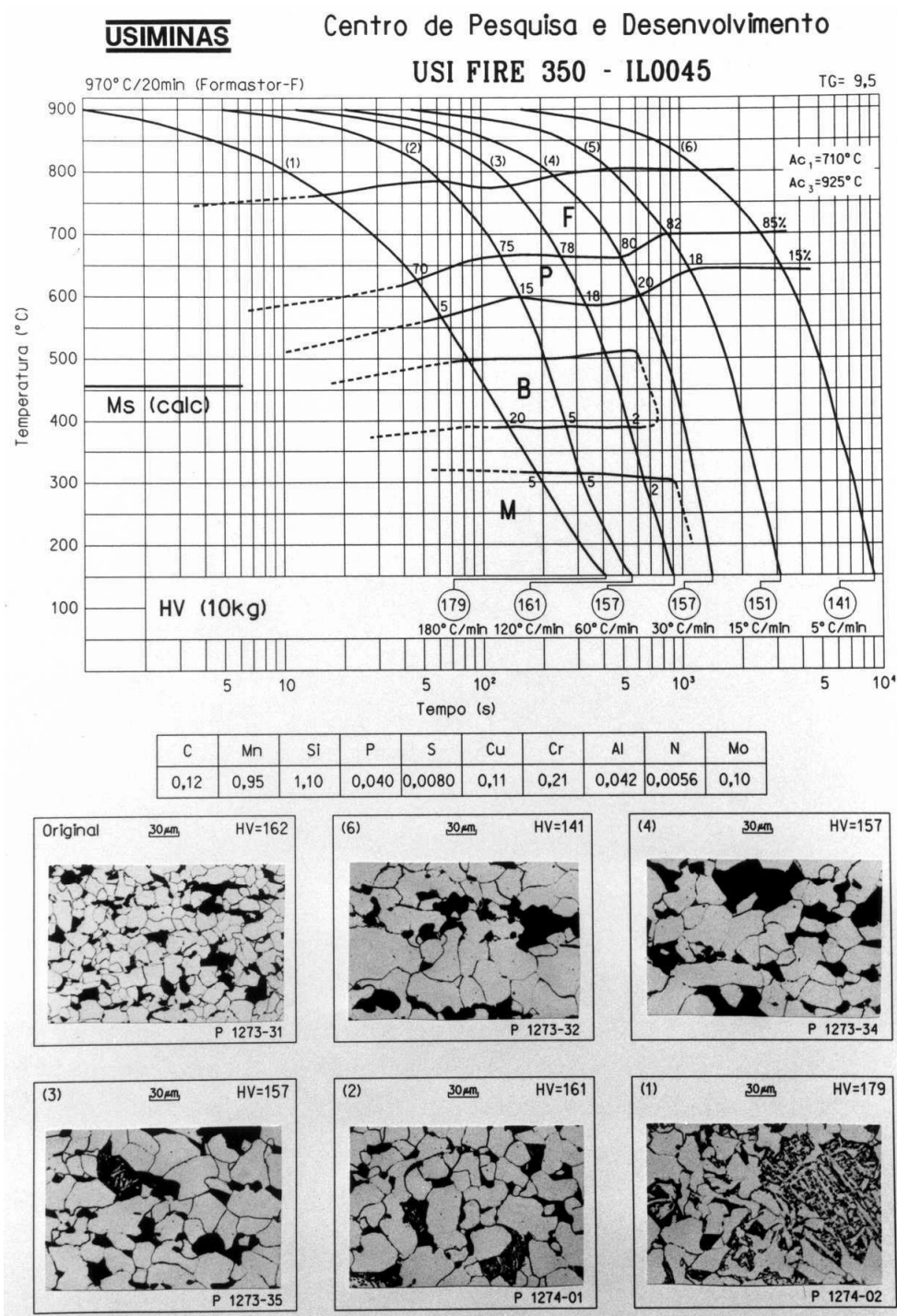


FIGURA 5.2- Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 1B.

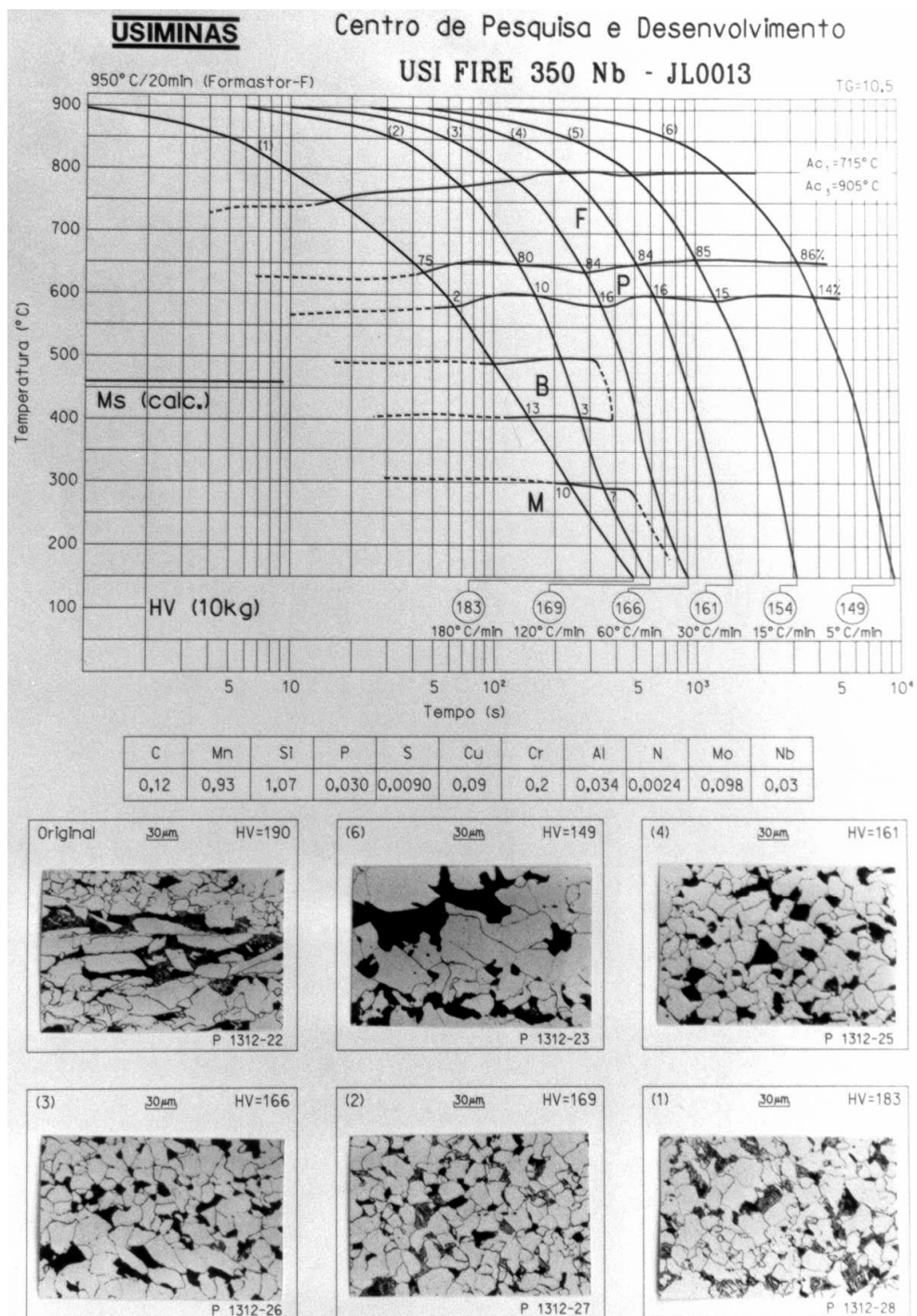


FIGURA 5.3- Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 1B-Nb.

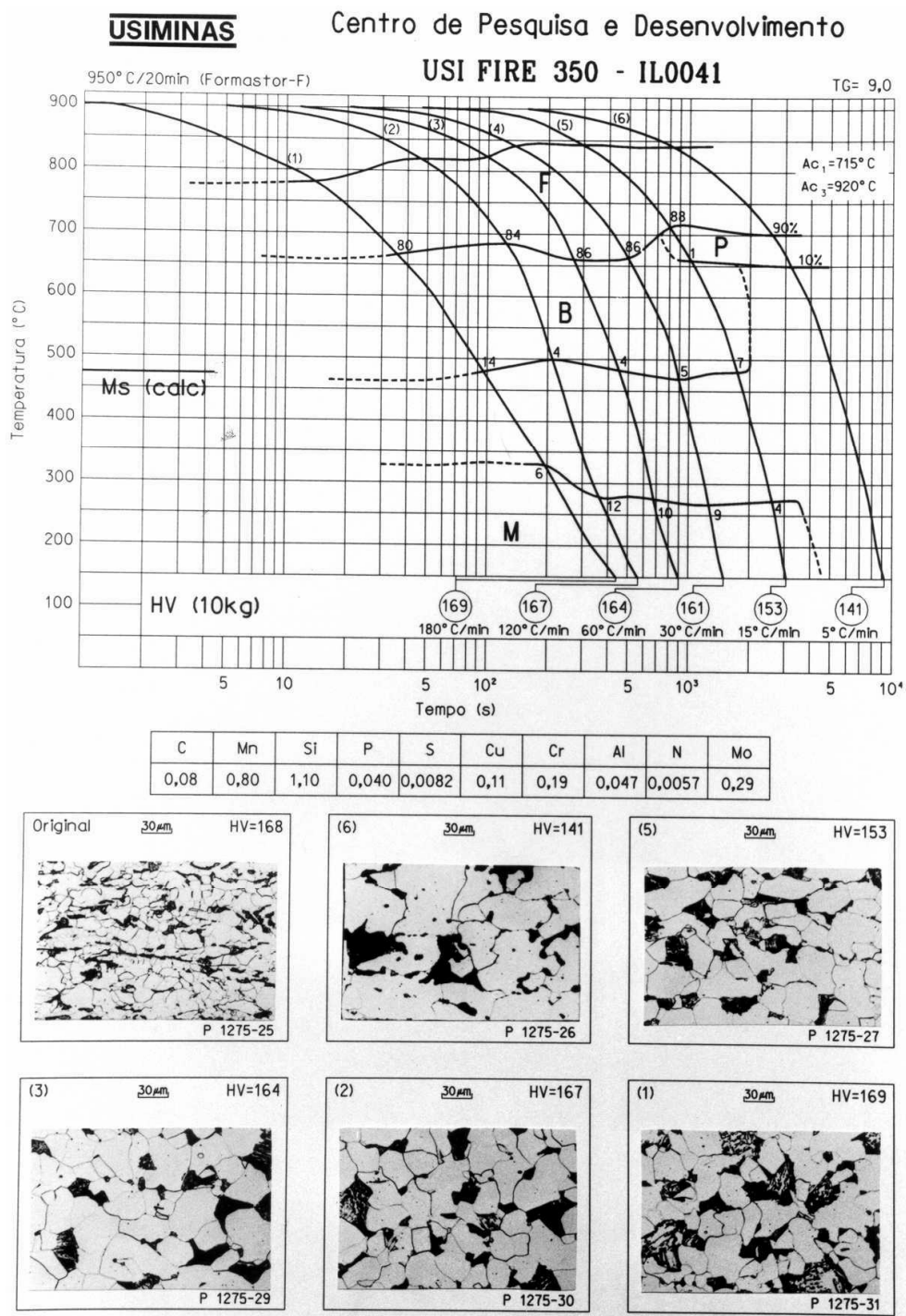


FIGURA 5.4- Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 2A.

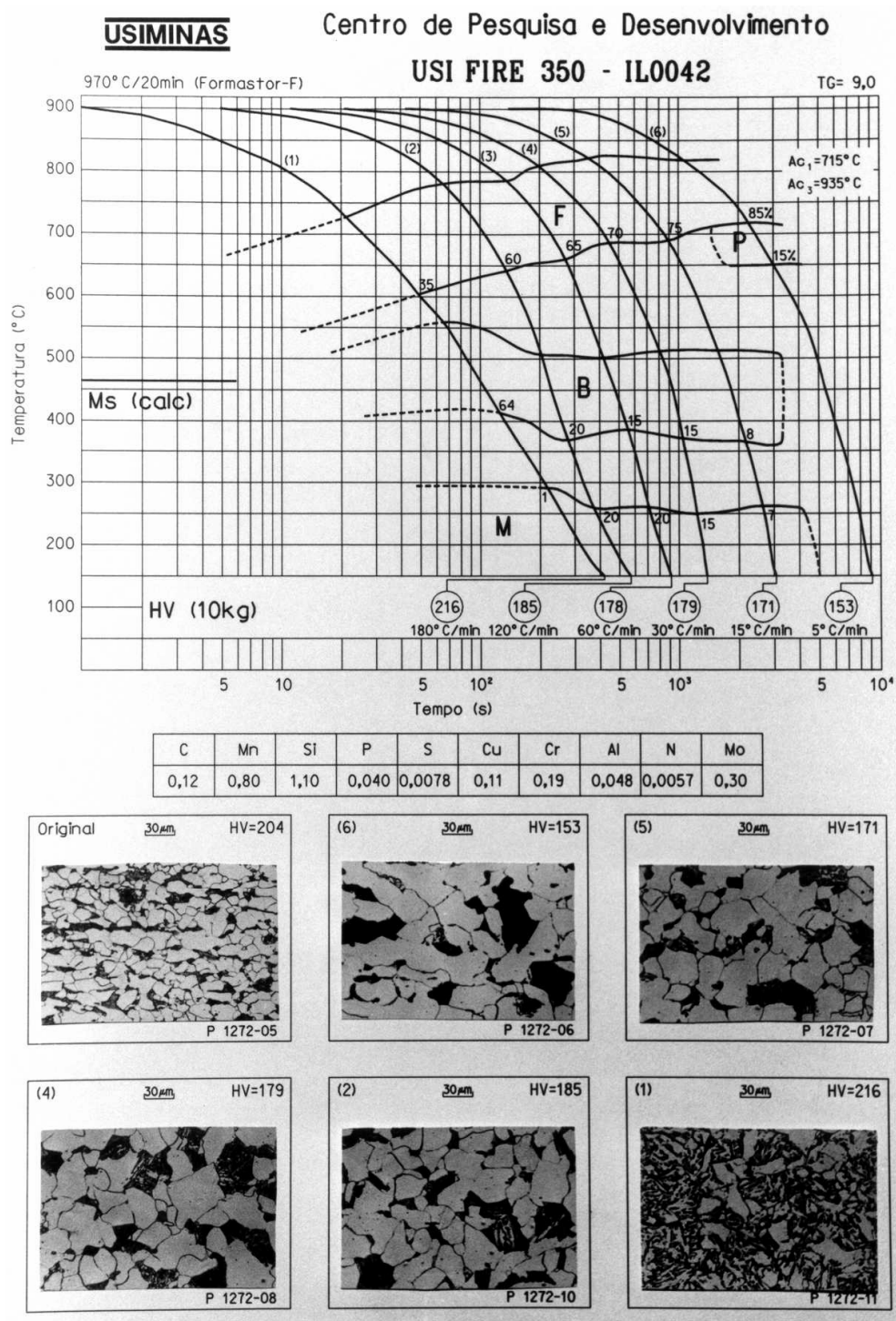


FIGURA 5.5- Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 2B.

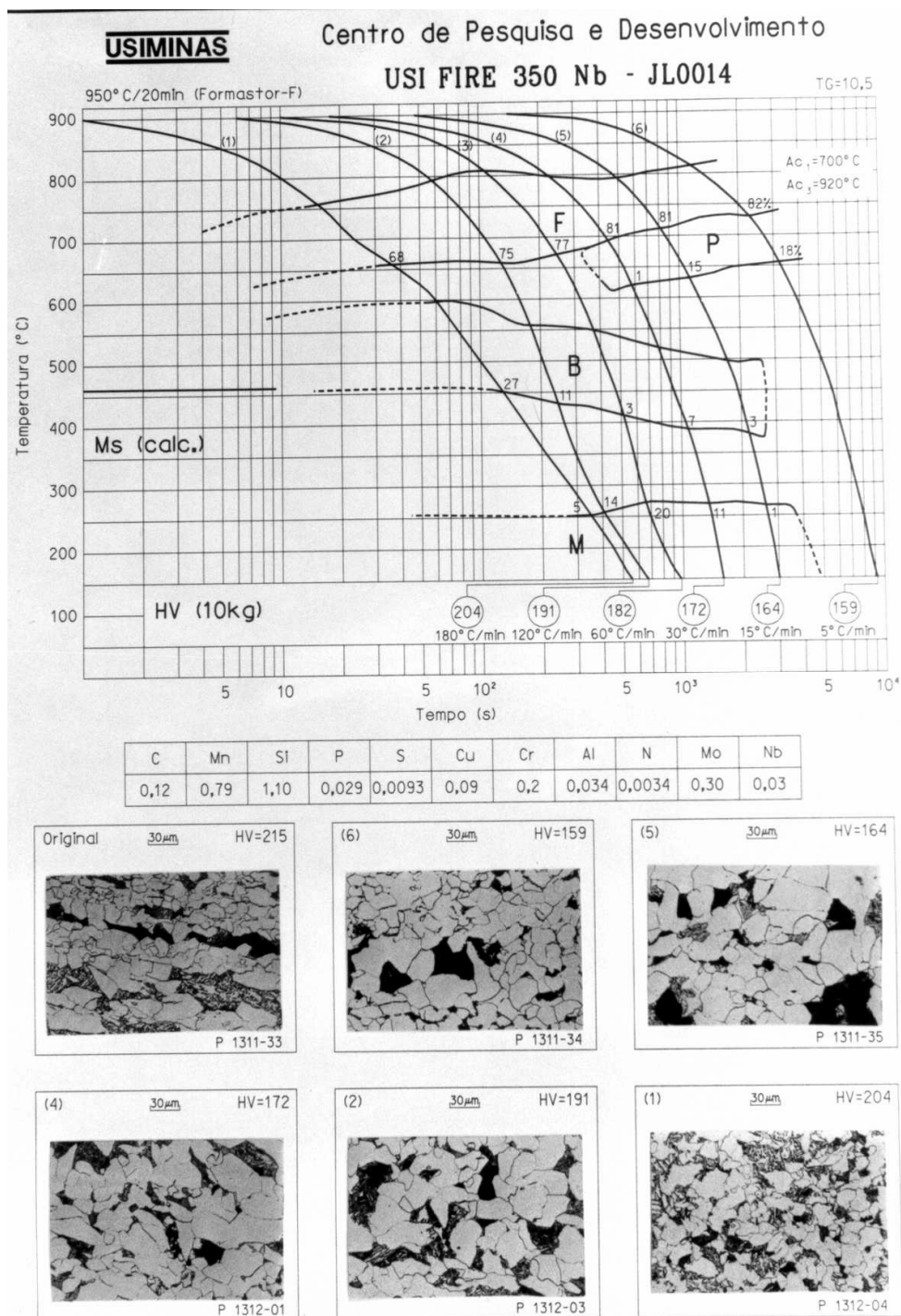


FIGURA 5.6- Diagrama de transformação em resfriamento contínuo do aço 2B-Nb.

Observando-se as curvas *CCT*, verifica-se que o aumento da taxa de resfriamento implica em um aumento da fração de perlita em detrimento da fração de ferrita elevando os valores de dureza do aço à temperatura ambiente, como já estabelecido pela literatura. Esse mesmo efeito é observado em relação à fração volumétrica de fases e constituintes de baixa temperatura de transformação, isto é, aumentando-se a velocidade de resfriamento, aumenta-se a fração volumétrica de bainita e martensita.

O efeito do teor de carbono, aços 1A versus 1B e 2A versus 2B, figuras 5.1, 5.2, 5.4 e 5.5, aumentou a temperabilidade, fato bem estabelecido na literatura (LESLIE, W. C., 1981; HONEYKOMBE, R. W. K. *et al.*, 1996).

O efeito do aumento no teor de Mo na temperabilidade é evidenciado pela comparação entre os aços 1A e 2A (figuras 5.1 e 5.4) e 1B e 2B (figuras 5.2 e 5.5). Como previsto, a presença de Mo, assim como do Mn, do Si, e do Cr, tem o efeito de retardar a transformação perlítica, aumentando, portanto, a temperabilidade do aço (LESLIE, W. C., 1981; HONEYKOMBE, R. W. K. *et al.*, 1996; COLDREN, A. P., 1980). O aumento de 0,2% no teor de Mo teve uma influência bem mais acentuada na temperabilidade bainítica do que o aumento de 0,05% no teor de C, conforme se podia prever a partir dos resultados obtidos por KUNITAKE *et al.* (1979) e BARBACKI, A. (1995).

Observando os efeitos da adição de Nb nas curvas *CCT* dos aços 1B e 2B (figuras 5.2 e 5.5) verificou-se que a adição de Nb ao aço 1B-Nb (figura 5.3) acarretou a diminuição da temperatura de início de transformação perlítica e a redução do campo bainítico, sendo a reação bainítica observada somente para velocidades de resfriamento superiores a 60°C/min, enquanto que no aço sem Nb bainita já é observada para velocidades de resfriamento superiores a 30°C/min. A adição de Nb ao aço 2B implicou em uma ampliação do campo de transformação perlítica. A maior temperabilidade bainítica dos aços 1B e 2B, em relação aos aços 1B-Nb e 2B-Nb (figuras 5.3 e 5.6), está associada ao maior tamanho de grão dos aços sem adição de Nb como se verá a seguir.

É razoável considerar que no tratamento de austenitização a 910°C por 20 minutos houve, nos aços 1B-Nb e 2B-Nb, precipitação de NbC (HONEYKOMBE, R. W. K. *et*

al., 1996) e uma vez que o NbC atua como refinador do tamanho de grão austenítico a temperabilidade destes aços foi reduzida (PICKERING, F.B., 1978).

A figura 5.7 mostra o valor da dureza dos aços em função da taxa de resfriamento. Verifica-se que os aços com os mesmos teores de C apresentaram um comportamento semelhante, sendo evidenciados claramente os efeitos combinados do C e do Mo no aumento da dureza, principalmente em taxas de resfriamento mais elevadas.

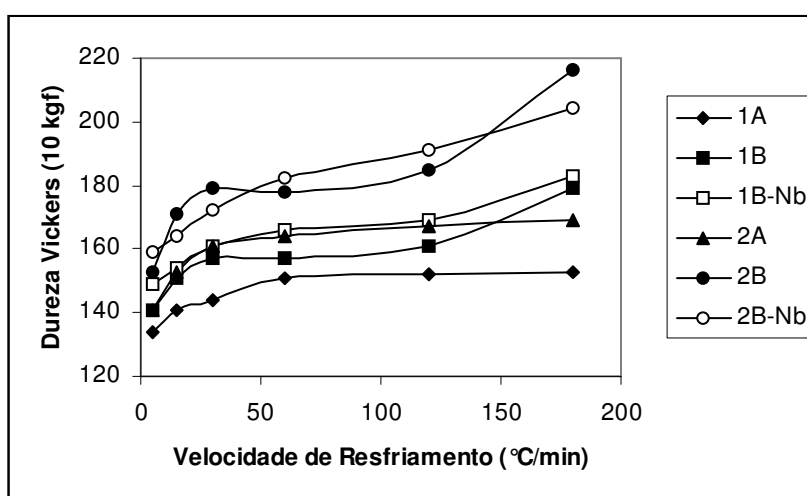
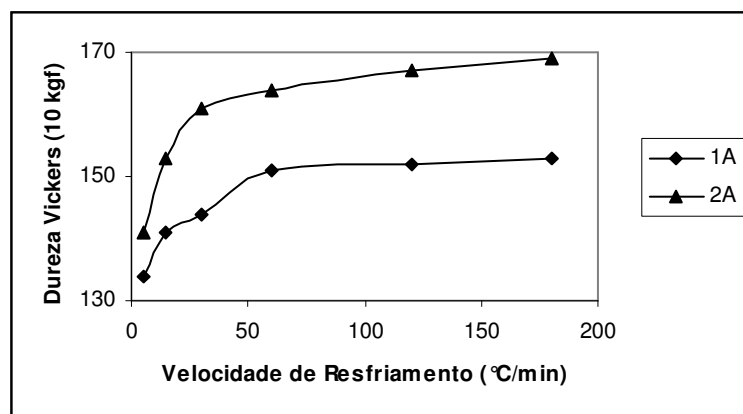
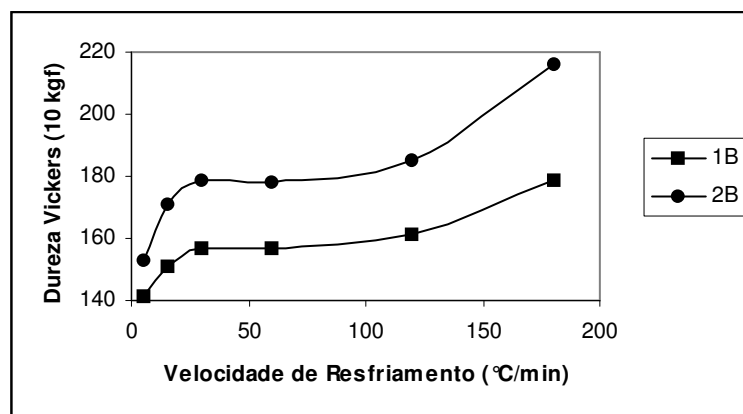


FIGURA 5.7- Dureza dos aços em função da velocidade de resfriamento.

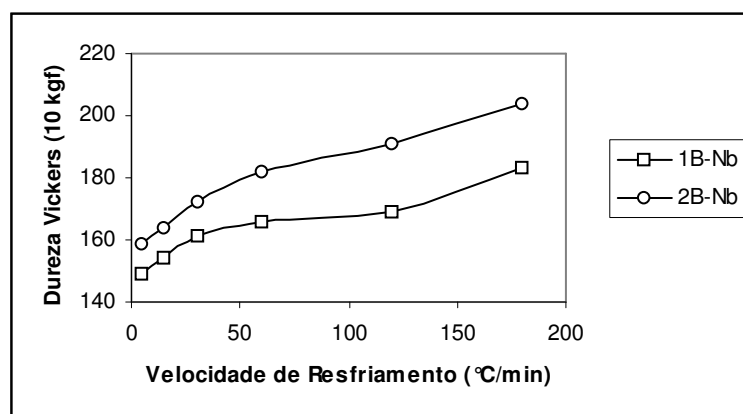
O efeito isolado do Mo é mostrado na figura 5.8 para aços com mesmo teor de C e/ou Nb. Observa-se que o efeito do aumento do teor de Mo, além de aumentar com a velocidade de resfriamento, é significativamente mais intenso no caso dos aços com teor de carbono mais alto e sem adição de Nb. O valor da dureza depende não somente da fração volumétrica das fases de mais baixa temperatura, ou seja, da temperabilidade do aço, mas também do tipo e do teor de elementos em solução sólida na ferrita e do teor de carbono na martensita. Sabe-se que, dentre os elementos em solução sólida na ferrita e na martensita, o carbono e o nitrogênio são os que têm o maior efeito no aumento de resistência, seguidos pelo Si, Ni, Mn, e Mo (GLADMAN, T., 1987). Os efeitos combinados de aumento de temperabilidade e teor de carbono em solução sólida explicam, assim, a maior dureza dos aços de mais alto carbono com Mo e sem adição de Nb.



a) Aços 1A e 2A (%C=0,08)



b) Aços 1B e 2B (%C=0,12)

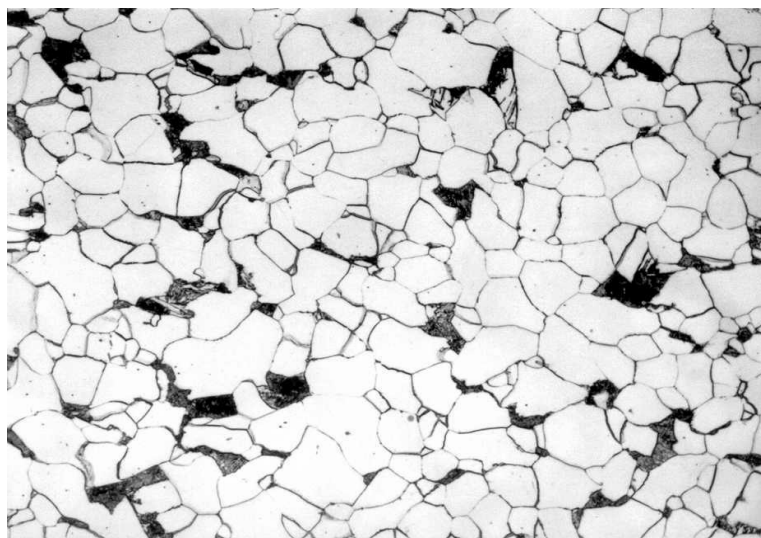


c) Aços 1B-Nb e 2B-Nb (%C=0,12 e %Nb=0,030)

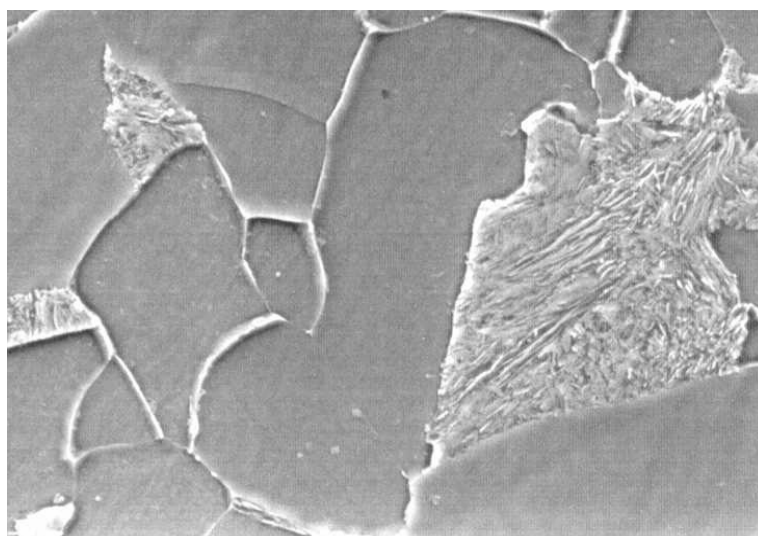
FIGURA 5.8- Dureza dos aços com mesmo teor de carbono em função da velocidade de resfriamento.

5.3. ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE LAMINAÇÃO

As microestruturas dos aços na condição como laminados, observadas através de microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), são apresentadas nas figuras 5.9 a 5.14.

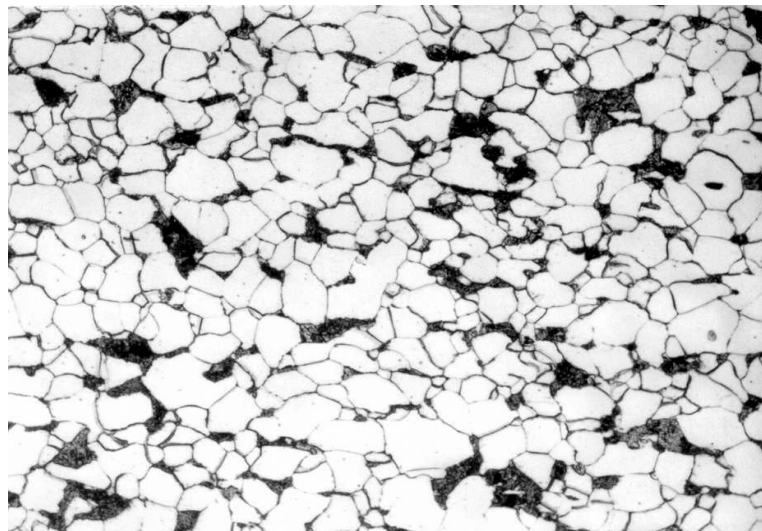


a) 500X (MO)

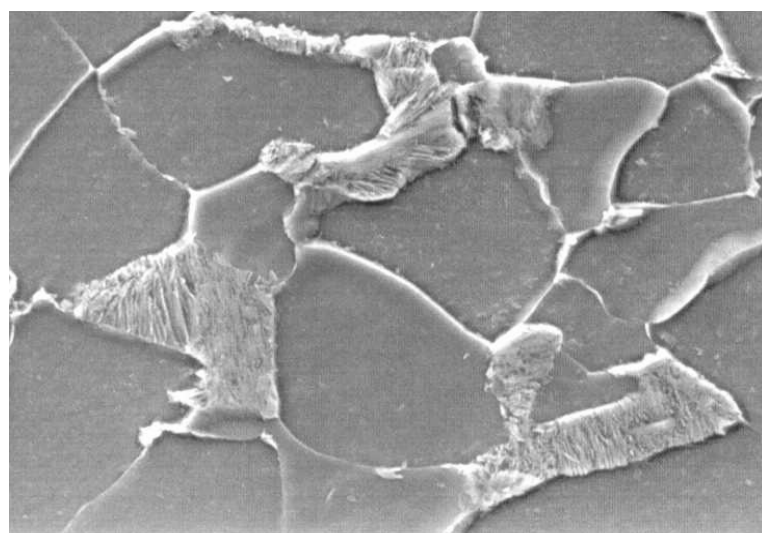


a) 500X (MO)

FIGURA 5.9- Aspecto da microestrutura do aço 1A. Ataque: nital 4%.

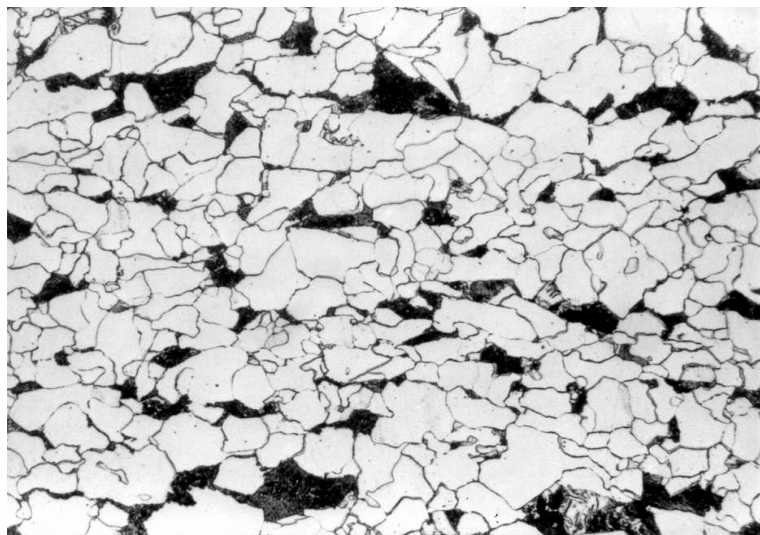


500X (MO)

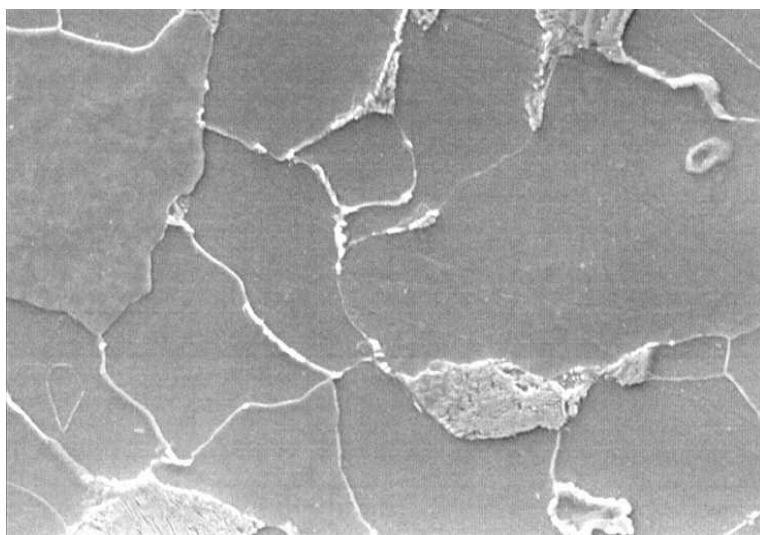


b) 2000X (MEV)

FIGURA 5.10- Aspecto da microestrutura do aço 1B. Ataque: nital 4%.

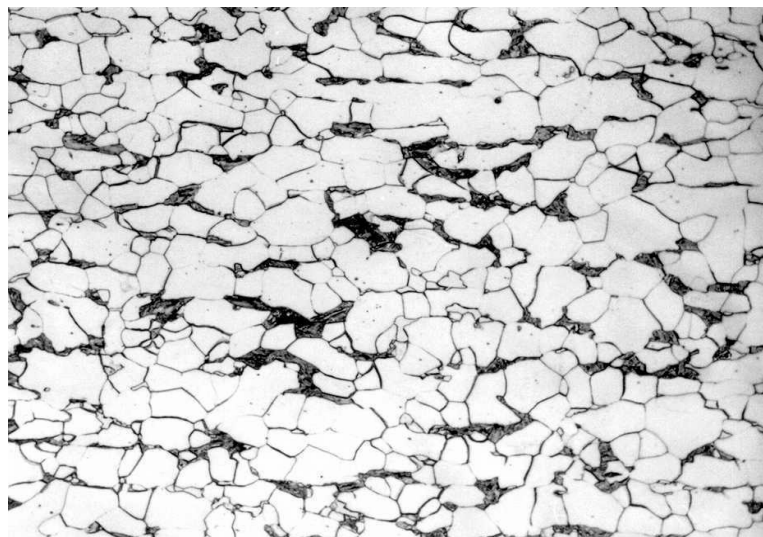


a) 500X (MO)

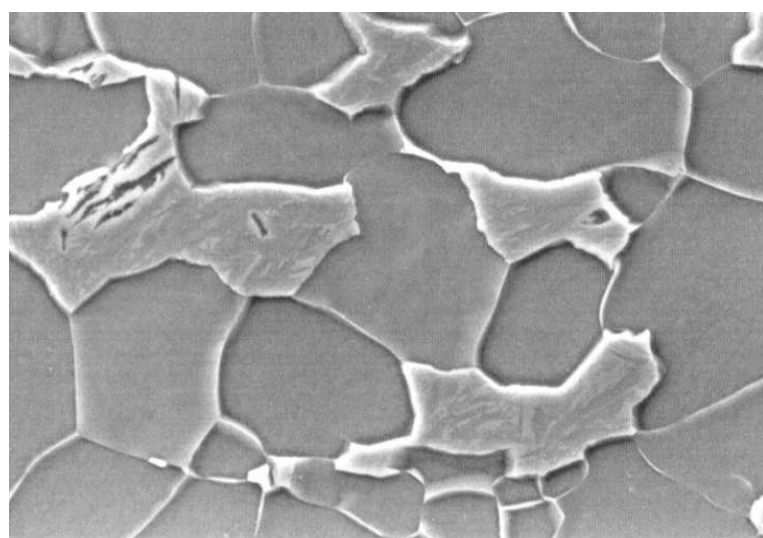


a) 500X (MO)

FIGURA 5.11- Aspecto da microestrutura do aço 1B-Nb. Ataque: nital 4%.

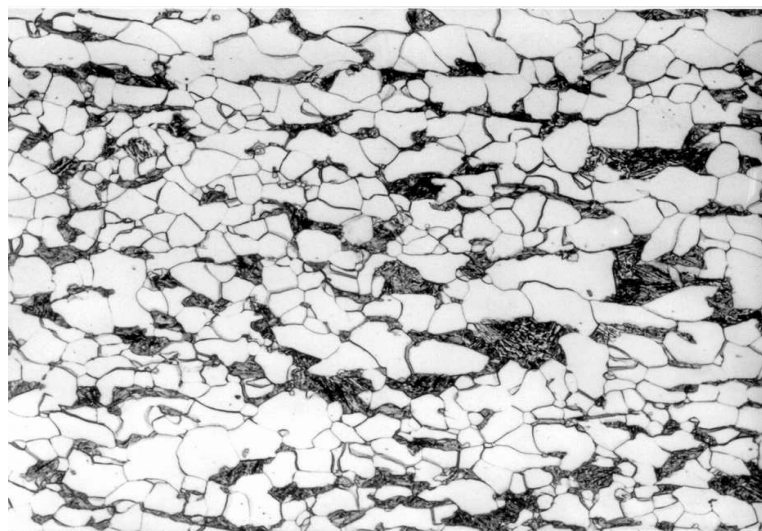


a) 500X (MO)

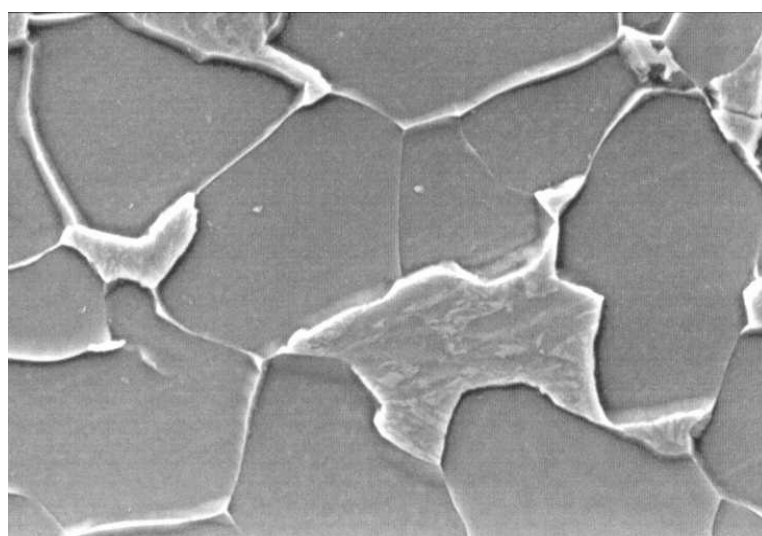


b) 2000X (MEV)

FIGURA 5.12- Aspecto da microestrutura do aço 2A. Ataque: nital 4%.

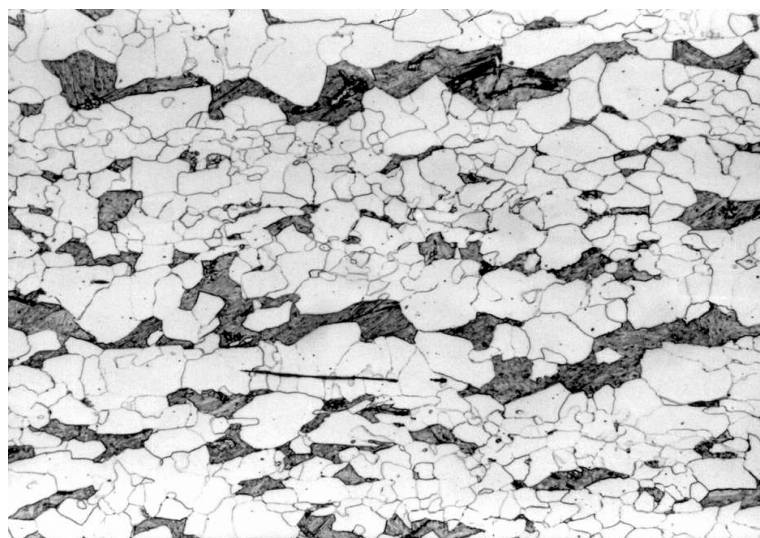


a) 500X (MO)

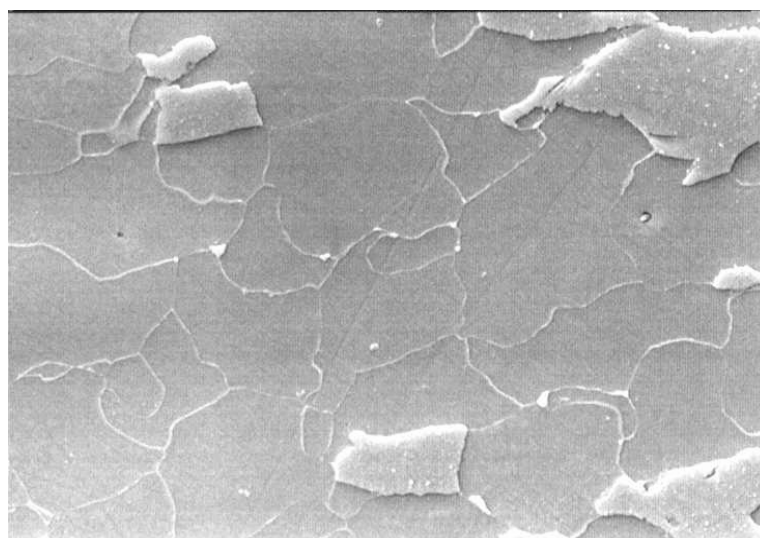


b) 2000X (MEV)

FIGURA 5.13- Aspecto da microestrutura do aço 2B. Ataque: nital 4%.



a)500X (MO)



b)2000X (MEV)

FIGURA 5.14- Aspecto da microestrutura do aço 2B-Nb. Ataque: nital 4%.

A partir do exame das micrografias apresentadas nas figuras 5.9 e 5.10 pode-se concluir que os aços 1A e 1B apresentam estrutura constituída de ferrita e perlita com os grãos ferríticos equiaxiais (assim como as regiões perlíticas), indicando que houve recristalização completa.

O aço 1B-Nb, conforme mostra a figura 5.11, apresentou estrutura constituída de ferrita, perlita e uma pequena quantidade de martensita e/ou bainita. Os grãos ferríticos estão alongados, assim como as regiões de perlita, bainita e martensita. No caso deste aço, os precipitados de NbC, formados possivelmente no início da laminação a quente, impediram a recristalização da completa da ferrita, através do ancoramento dos contornos de grão (GLADMAN, T. 1998; MORRISON, W. B., 1980).

A estrutura após laminação a quente do aço 2A, figura 5.12, apresenta grãos ferríticos não completamente equiaxiais e regiões de bainita e martensita também ligeiramente alongadas. As mesmas observações podem ser feitas para o aço 2B, figura 5.13. No caso destes dois aços também não houve recristalização completa, conforme sugere a morfologia dos grãos ferríticos e das regiões constituídas de bainita e martensita.

Com relação ao aço 2B-Nb, figura 5.14, observa-se estrutura ferrítica e martensítica (com alguma bainita), estando os grãos ferríticos e as regiões martensíticas acentuadamente alongados, indicando que, da mesma forma e pela mesma razão (presença de NbC) que no caso do aço 1B-Nb, não houve recristalização completa na laminação a quente. Os elevados valores dos desvios padrão no tamanho de grão para estes dois aços, como se verá a seguir, tabela V.2, estão de acordo com o fato de que os grãos estão acentuadamente alongados.

A diferença no espaçamento interlamelar da perlita nos aços da classe 1 (figuras 5.9 a 5.11) está associada à temperatura de transformação perlítica. Pode-se observar nas curvas CCT, relativas a estes aços, que a temperatura de transformação perlítica decresce na seguinte ordem: aço 1A, 1B e 1B-Nb. Quanto menor a temperatura de transformação, menor o espaçamento interlamelar da perlita, porque menor é a espessura crítica dos núcleos de cementita e ferrita (REED-HILL, R. *et al.* 1992).

A tabela V.2 apresenta a quantidade relativa de cada uma das fases presentes e o tamanho de grão ferrítico em cada aço.

TABELA V.2- Quantidade relativa das fases e tamanho de grão ferrítico dos aços.

Aço	Quantidade Relativa de Fases (%)			Tamanho de Grão Ferrítico	
	Ferrita	Perlita	Martensita+ Bainita	µm	ASTM
1A	90	9	1	13±3	9
1B	78	22	0	11±2	9
1B-Nb	77	19	4	9±4	11
2A	93	-	7	12±2	9
2B	90	-	10	11±3	9
2B-Nb	85,5	-	14,5	7±5	11

Comparando-se as microestruturas obtidas nas condições dos aços como laminados (figuras 5.9 a 5.14), os diagramas *CCT* e a tabela V.2, verificam-se certas contradições, sobretudo para os aços com adição de Nb. Observa-se nos diagramas *CCT* que os aços 1B-Nb e 2B-Nb apresentam uma menor temperabilidade que os seus correspondentes 1B e 2B, sendo que na tabela V.2 e nas microestruturas destes aços verifica-se que a fração volumétrica de fases e constituintes de baixa temperatura é maior do que a que deveria ser prevista pelos diagramas.

Essa contradição pode ser explicada pela diferença entre as condições de austenitização utilizadas para a laminação dos lingotes e para a confecção dos diagramas *CCT*. A temperatura de austenitização dos lingotes foi de 1250°C por 3h e a utilizada para o levantamento do diagrama *CCT* de 920°C por 20min.

Através da equação do produto de solubilidade do NbC, mostrada abaixo, em que [Nb] e [C] são as concentrações em peso dos respectivos elementos e T é a temperatura na escala Kelvin, obtém-se, para as concentrações de Nb e C usadas, o valor de 1166°C para a temperatura de solubilização do NbC, significando que as condições de austenitização em que foram realizadas as curvas *CCT* não foram suficientes para manter todo o Nb em solução sólida na austenita, o que não ocorreu na austenitização dos lingotes.

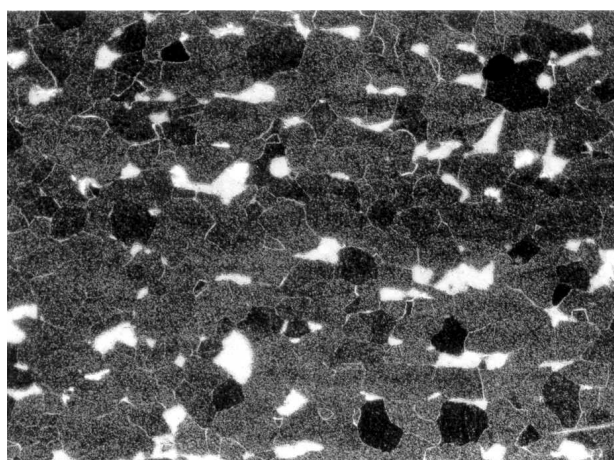
$$\log \{[\text{Nb}].[\text{C}]\} = 2,26 - 6770/T \quad (\text{eq. 8})$$

Dessa forma, pode-se inferir que na confecção dos diagramas *CCT*, a temperabilidade foi diminuída em consequência do efeito refinador do tamanho de grão austenítico (como mostrado claramente nos diagramas *CCT*), sendo que esse efeito de refino de grão foi menos acentuado para as amostras laminadas a quente, uma vez que a precipitação ocorreu durante a laminação.

Mesmo assim, considerando os tamanhos de grãos ferríticos dados pela tabela V.2, constata-se o efeito do refino de grão pelo NbC, sendo que, nesse caso, esse refino não tem influência sobre a temperabilidade. Como não houve precipitação total de NbC na austenita, o fato dos aços com adição de Nb não apresentarem grãos equiaxiais, devido à recristalização incompleta da ferrita na laminação a quente, está associado ao ancoramento dos contornos do grão da ferrita pelo NbC precipitado em temperaturas mais baixas.

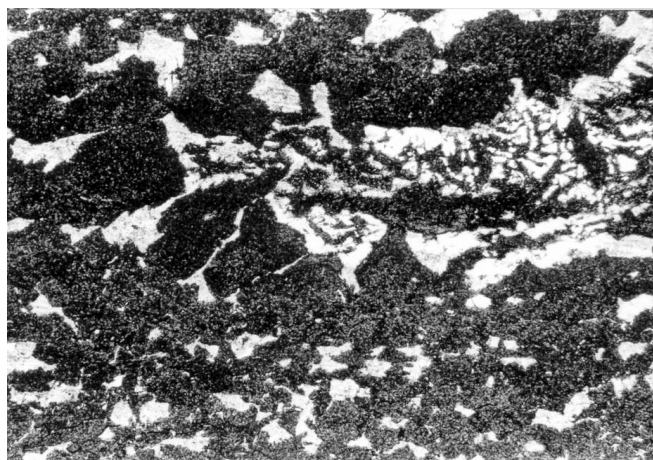
Portanto, a presença de fases de baixa temperatura de transformação nas microestruturas dos aços na condição de como laminados é consequência exclusiva da composição química, significando que a temperabilidade desses aços não sofreu influência da redução do tamanho de grão austenítico.

As microestruturas das amostras 1A, 1B-Nb, 2A, 2B e 2B-Nb, submetidas ao ataque com metabissulfito de sódio, evidenciando a presença de bainita e de martensita, são mostradas na figura 5.15.

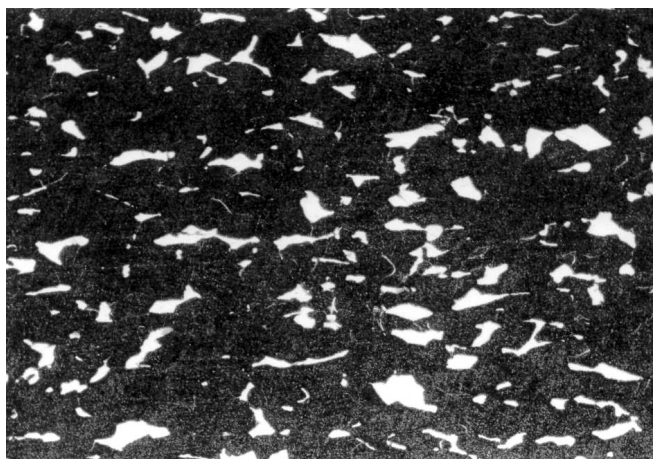


a)1A

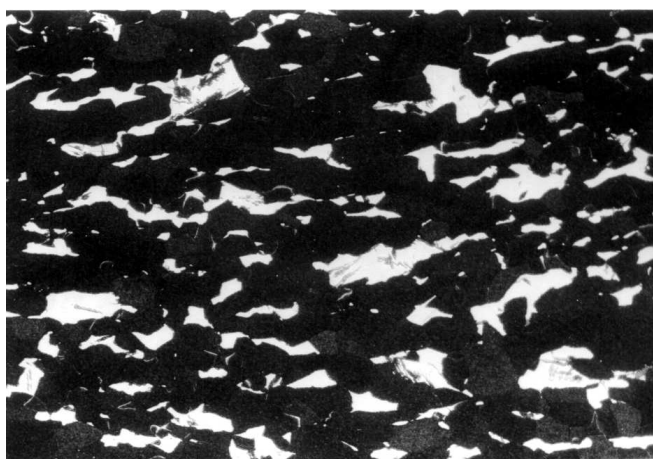
FIGURA 5.15- Micrografias dos aços: a) 1A, b) 1B-Nb, c) 2A, d) 2B e e) 2B-Nb. Ataque: metabissulfito de sódio. Aumento: 500X.



b) 1B-Nb

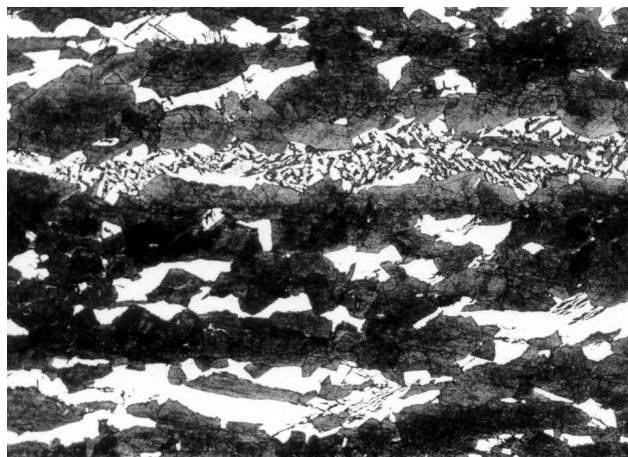


c) 2A



d) 2B

FIGURA 5.15- Continuação.



e) 2B-Nb

FIGURA 5.15- Continuação.

O exame das figuras 5.9 a 5.14 bem como os valores das frações volumétricas das fases apresentados na tabela V.2 mostram que a microestrutura dos aços como laminados variou com a variação dos teores de C, Mo e Nb, conforme podia-se prever, em parte a partir dos diagramas *CCT*. Os aços 1A, 1B e 1B-Nb, com menor teor de Mo, apresentaram ferrita e perlita em sua microestrutura e os aços 2A, 2B e 2B-Nb, com maiores teores de Mo, ferrita e bainita /martensita ou ferrita e martensita.

Como já citado anteriormente, as condições de reaquecimento dos lingotes e de austenitização dos corpos-de-prova para o levantamento dos diagramas *CCT* foram distintas, sendo difícil estabelecer uma correlação entre a natureza e as frações volumétricas das fases para cada aço com uma taxa de resfriamento específica. No entanto, é importante frisar alguns pontos :

i) a diferença de temperatura de austenitização entre os lingotes e os corpos-de-prova para o levantamento dos diagramas *CCT*. Essa diferença está associada a questões operacionais. Devido às reduzidas dimensões dos corpos-de-prova utilizados no levantamento da curva *CCT* (figura 4.3) e modo de aquisição de dados (figura 5.16). Temperaturas de aquecimento da amostra muito altas (nesse caso, acima de 1100°C) podem levar a grandes erros na medição da dilatação do corpo-de-prova devido à sua perda resistência mecânica (acomodação do suporte sobre a amostra, não registrando dilatação).

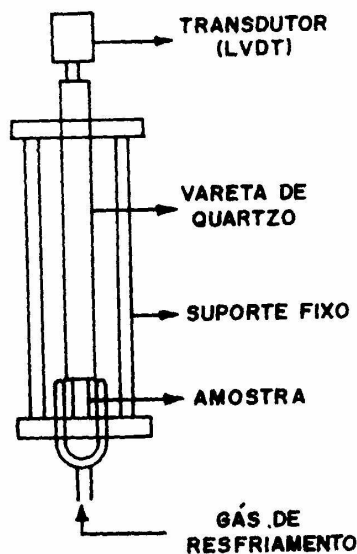
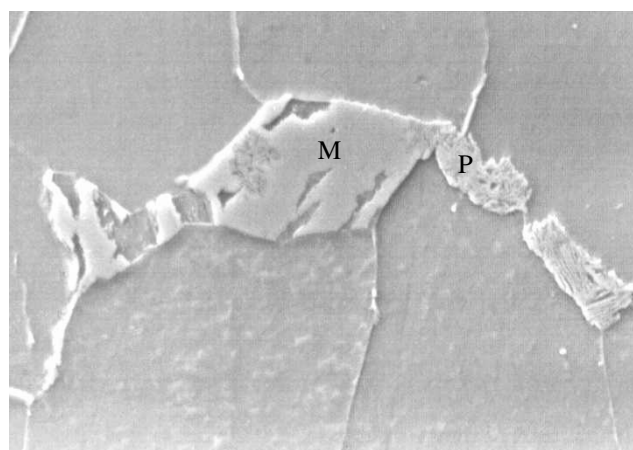


FIGURA 5.16- Desenho esquemático de um dilatômetro para medição de transformação de fase (BARBOSA, R. A. N. M. *et al.*, 1989).

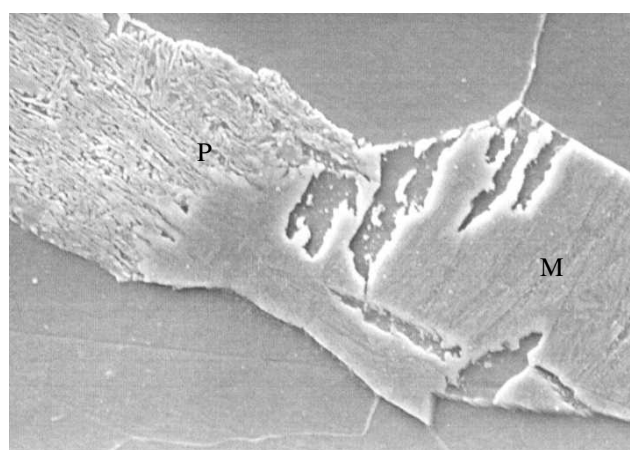
ii) a quantidade de deformação por passe e o tempo entre os passes são variáveis que influenciam diretamente a evolução da microestrutura na laminação a quente, sendo que, no caso da metodologia usada para o levantamento dos diagramas *CCT*, esses efeitos não são levados em conta. Além disso, durante a laminação a quente, a taxa de resfriamento não é uma constante, variando tanto com a espessura do material quanto com o gradiente de temperatura imposto (diferença de temperatura entre o centro e as periferia da chapa). Já nos testes utilizados para a obtenção dos diagramas *CCT* estas taxas de resfriamento são aproximadamente constantes e não há gradientes de temperatura na seção transversal do corpo-de-prova.

Considerando as observações citadas acima, as microestruturas observadas para as diferentes velocidades de resfriamento utilizadas para o levantamento dos diagramas *CCT* não são aquelas que se observa nos aços laminados a quente.

A figura 5.17 mostra que a martensita observada nos aços 1A e 1B-Nb, em pequenas quantidades, 1 e 4%, respectivamente, se apresenta em ilhas compostas por martensita/perlita.



a)1A



b) 1B-Nb

FIGURA 5.17- Aspecto da martensita nos aços 1A e 1B-Nb. Aumento: 3000X. Ataque: nital 4%. Legenda: M- martensita; P- perlita.

Os valores obtidos para o tamanho de grão ferrítico dos aços 1B-Nb e 2B-Nb, nitidamente inferiores aos dos outros quatro aços, ilustram o efeito da precipitação de NbC.

5.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS

5.4.1. PROPRIEDADES MECÂNICAS EM TRAÇÃO À TEMPERATURA AMBIENTE

O comportamento em tração à temperatura ambiente dos aços da classe 1 foi típico de aços de baixo carbono, com a presença de limite de escoamento descontínuo, sendo que os aços da classe 2 não apresentaram esse fenômeno. O fenômeno do limite de

escoamento descontínuo é associado ao ancoramento de deslocações por átomos intersticiais, sendo que a ausência desse fenômeno nos aços da classe 2 é consequência de sua microestrutura composta de ferrita e bainita/martensita, decorrente do mais elevado teor de Mo.

A decomposição da austenita em constituintes e fases de baixa temperatura de transformação gera uma grande quantidade de deslocações móveis na interface ferrita/martensita devido à expansão volumétrica consequente da transformação austenita/martensita. Assim, devido à alta densidade dessas deslocações nas interfaces ferrita/martensita, a deformação plástica ocorre para menores valores da tensão aplicada, concentrando-se quase que exclusivamente nos grãos ferríticos (LLEWELLYN, D. T., *et al.* 1996). Essa alta quantidade de deslocações móveis na ferrita, além de justificar o baixo limite de escoamento, também assegura a ausência de limite de escoamento descontínuo.

Embora tenha se observado a presença de martensita no aço 1A, o aparecimento do limite de escoamento descontínuo para esse aço está associado à baixa fração volumétrica dessa fase, que sendo muito menor que a perlita, não foi suficiente para gerar uma alta densidade de deslocações livres na ferrita, o que elimina o patamar de escoamento.

A tabela V.3 mostra os resultados para a dureza, limite de escoamento, limite de resistência e alongamento percentual dos aços na condição de como laminados, na temperatura ambiente, bem como os valores especificados dessas propriedades para o aço USI FIRE 350.

TABELA V.3- Valores de dureza (HV), limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento percentual (Al) dos aços na temperatura ambiente.

Aço	HV (10kgf)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)*
1A	151,2±0,8	396±2	520 ± 1	39,5 ± 0,5
1B	165±2	414 ± 20	569 ± 13	34 ± 2
1B-Nb	202±6	421 ± 16	568 ± 17	28,3 ± 0,4
2A	166±2	350 ± 9	636 ± 8	32 ± 1
2B	185±2	363 ± 5	674 ± 3	29,5 ± 0,4
2B-Nb	207±4	411 ± 13	705 ± 30	29 ± 1
Propriedades mecânicas especificadas para o aço USI FIRE 350 a 25°C		≥325	490-640	E≤16 mm, Al** ≥17

*Base de medida: 25 mm

E= espessura

**Base de medida: 50 mm

A tabela V.3 mostra que todos os aços apresentaram valores de limite de escoamento compatíveis com os especificados para os aços USI FIRE 350, cujo valor é de, no mínimo, 325 MPa. Em relação ao limite de resistência, os aços 2B e 2B-Nb apresentaram um valor superior ao máximo especificado. Os valores de limite de escoamento e de resistência dos aços também são mostrados na figura 5.18.

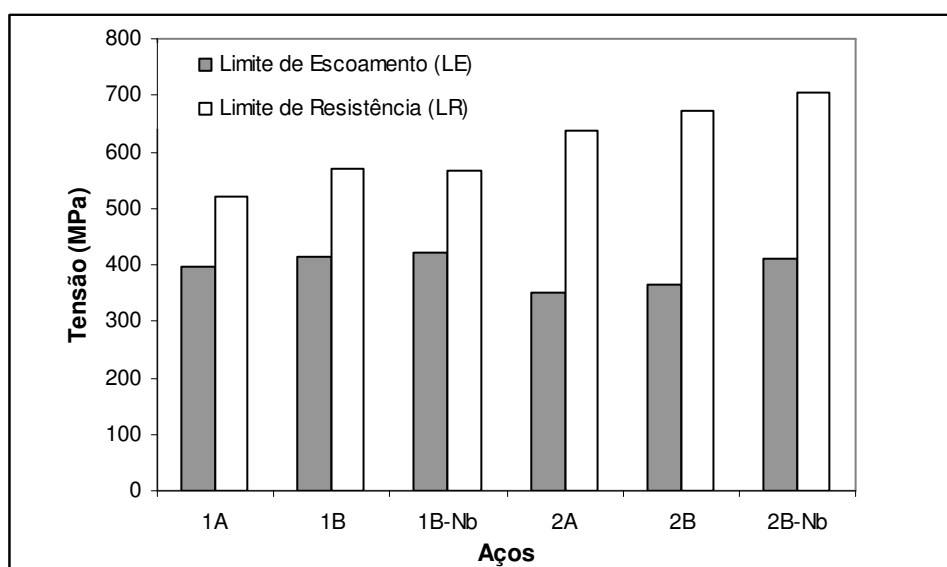


FIGURA 5.18- Limite de escoamento e de resistência dos aços.

Pela figura 5.18, observa-se que os aços da classe 1 apresentaram maiores valores de limite de escoamento. Esses aços tem microestrutura composta basicamente por ferrita e perlita, que são consideradas estruturas de menor resistência mecânica do que aquelas presentes nos aços da classe 2. Como já discutido anteriormente, isso se explica pelo fato de que nos aços da classe 2 há uma alta densidade de deslocações móveis na ferrita. Uma vez que o tamanho de grão ferrítico de todos os aços sem a adição de Nb foi idêntico, como mostrado na tabela V.2, essa inversão dos valores de limite de escoamento poderá ser justificada pelos constituintes microestruturais.

Inicialmente pode-se considerar que os valores de limite de escoamento para todos aços estão condicionados à composição química. O efeito do Mn, como endurecedor da ferrita, é bastante evidente sobre os valores de limite de escoamento, ou seja, maiores teores de Mn implicam em maiores valores de limites de escoamento. O efeito do C também é similar ao do Mn, ao passo que o Mo apresentou um efeito inverso (MORRISON, W. B., 1980; LLEWELLYN, D. T., *et al.* 1996). O Nb apresentou uma contribuição positiva devido ao endurecimento por precipitação e também à diminuição do tamanho de grão ferrítico.

Quando se comparam ambas as classes; a classe 2, embora apresentando uma maior fração volumétrica de fases e constituintes de baixa temperatura, mostrou os menores valores de limites de escoamento. Estes resultados estão de acordo com os obtidos por CHIJIWA, R. *et al.* (1994) que mostraram que o aumento do teor de Mo causa a diminuição da fração volumétrica de ferrita e do limite de escoamento à temperatura ambiente. Isso é devido à formação de martensita que gera deslocações móveis na interface ferrita/martensita, facilitando o escoamento.

A figura 5.18 mostra também que os aços da classe 2 apresentam maiores valores de limite de resistência do que os aços da classe 1. Isso implica que a diferença entre limite de escoamento e o limite de resistência, ou seja, a capacidade de encruamento, é também maior nesses aços. A justificativa para esse comportamento é a maior densidade de deslocações associada às fases e constituintes de baixa temperatura como discutido anteriormente (PICKERING, F. B., 1978).

Na figura 5.19 a seguir é apresentada a dureza dos aços na condição de laminados.

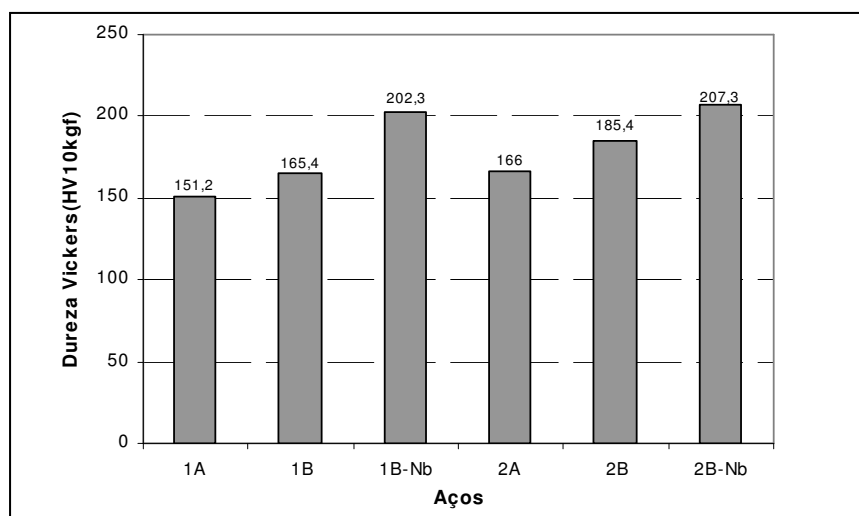


FIGURA 5.19- Dureza dos aços na condição de laminados.

Observa-se na figura 5.19 que os aços da classe 2 apresentaram os maiores valores de dureza. A explicação reside no fato de que os aços da classe 2 tem maiores limites de resistência, relacionados com maiores frações volumétricas de fases e constituintes de maior dureza que os aços da classe 1. Entretanto, observa-se que, considerando-se os erros de medida, as durezas dos aços 1B e 2A foram iguais, sendo que ambos não apresentaram as mesmas fases em sua microestrutura. Aqui deve-se considerar os efeitos dos elementos de liga no endurecimento por solução sólida da ferrita. Os mais altos teores de C e Mn do aço 1B compensaram o teor mais elevado de Mo do aço 2A.

Os valores de alongamento percentual à temperatura ambiente são mostrados na figura 5.20, na qual pode-se constatar que, dentro de uma mesma classe, o aumento do teor de C e da presença de precipitados de NbC produziram uma queda nesse parâmetro. Os menores valores exibidos pelos aços da classe 2 são consequência da baixa ductilidade associada às fases de baixa temperatura de transformação.

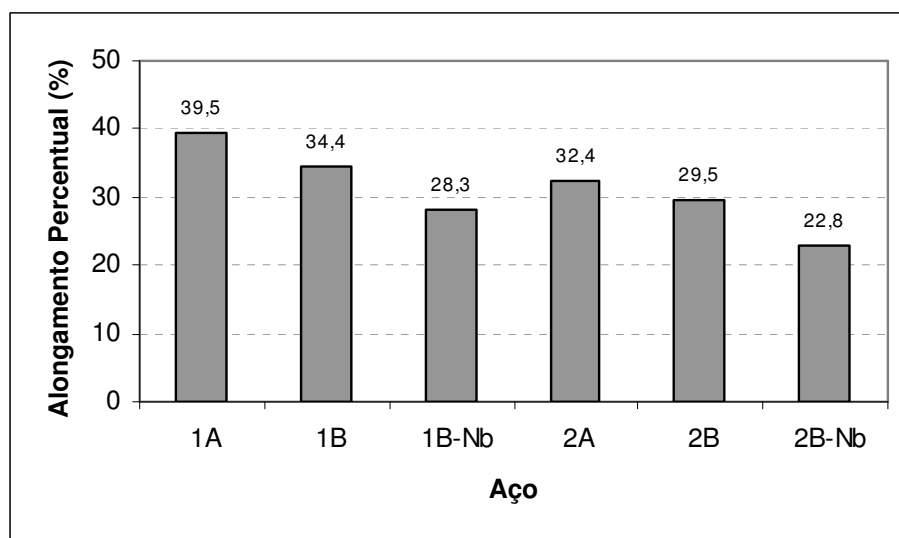


FIGURA 5.20- Valores de alongamento percentual (base de medida: 25 mm) dos aços à temperatura ambiente.

A tabela V.4 mostra que todos os aços atenderam ao requisito de alongamento especificado para a classe USI FIRE.

TABELA V.4- Valores de alongamento percentual à temperatura ambiente dos aços 1A, 1B, 1B-Nb, 2A, 2B e 2B-Nb na base de medida de 25 mm e convertidos para a base 50 mm, conforme procedimento na norma ASTM A370, juntamente como valor mínimo especificado para o aço USI FIRE 350

Aço	Alongamento Percentual(%)	
	BM= 25 mm	Valores convertidos para BM= 50 mm
1A	39,5	34
1B	34,4	30
1B-Nb	28,3	25
2A	32,5	28
2B	29,5	26
2B-Nb	28,8	25
Valor mínimo especificado para o aço USI FIRE 350 para espessuras menores que 16 mm (BM= 50 mm): 17%		

Com relação aos aços no ensaio de dobramento, todas as composições foram consideradas aprovadas, não apresentando trincas.

5.4.2- PROPRIEDADES MECÂNICAS EM TRAÇÃO A ALTAS TEMPERATURAS (RESISTÊNCIA AO FOGO)

Na tabela V.5 são apresentados os resultados de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento percentual dos aços às temperaturas ambiente, 200, 400 e 600°C bem como os valores especificados dessas propriedades para o aço USI FIRE 350.

TABELA V.5- Valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento percentual (Al) dos aços às temperaturas ambiente, 200, 400 e 600°C.

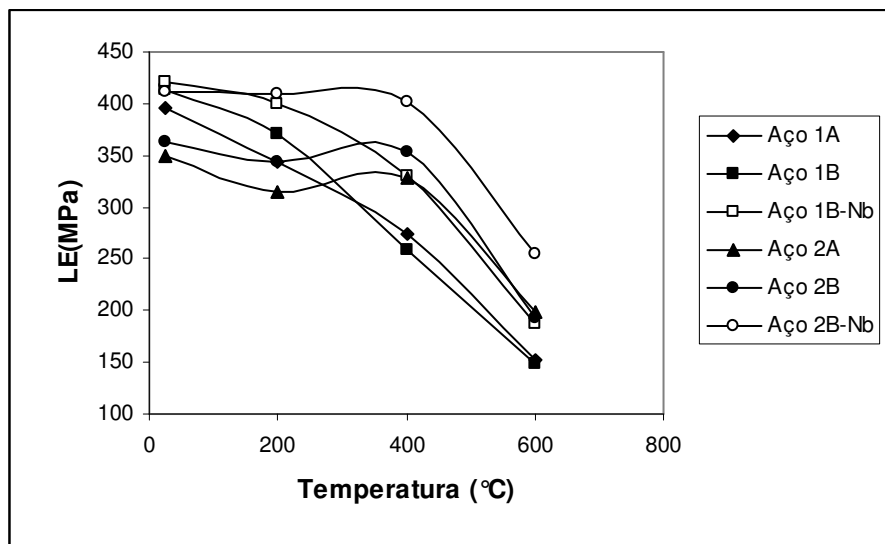
Aço	Temperatura de Ensaio (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)*
1A	25	396± 2	520,0 ± 0,0	39,5 ± 0,5
	200	344 ± 7	543 ± 14	24 ± 1
	400	274 ± 4	510 ± 4	25,5 ± 0,4
	600	153 ± 4	198 ± 8	43 ± 17
1B	25	414 ± 20	569 ± 13	34 ± 2
	200	371 ± 7	527 ± 10	26 ± 4
	400	259 ± 3	524 ± 9	33 ± 3
	600	149 ± 5	203 ± 17	46 ± 8
1B-Nb	25	421 ± 16	568 ± 17,0	28,3 ± 0,4
	200	402 ± 18	566 ± 17	10 ± 1
	400	331 ± 7	541 ± 7	20,8 ± 0,1
	600	188 ± 12	231 ± 13	28 ± 2
2A	25	350 ± 9	636 ± 8	33 ± 1
	200	315 ± 2	567 ± 7	32 ± 3
	400	329 ± 4	571 ± 17	19 ± 2
	600	200 ± 9	264 ± 9	48 ± 8
2B	25	363 ± 5	674,0 ± 2,8	29,5 ± 0,4
	200	362 ± 7	639,0 ± 9,9	28,1 ± 0,7
	400	366 ± 4	573 ± 6	17,4 ± 0,1
	600	193 ± 45	243 ± 23	39 ± 5
2B-Nb	25	411 ± 13	705 ± 30	29 ± 1
	200	410 ± 1	658 ± 7	21,2 ± 0,1
	400	401 ± 10	658 ± 18	17,3 ± 0,3
	600	256 ± 1	307 ± 3	26,3 ± 0,1
Propriedades mecânicas especificadas para o aço USI FIRE 350		≥325 a 25°C ≥217 a 600°C	490-640 a 25°C	E≤16 mm, Al** ≥17 a 25°C

*Base de medida: 25 mm

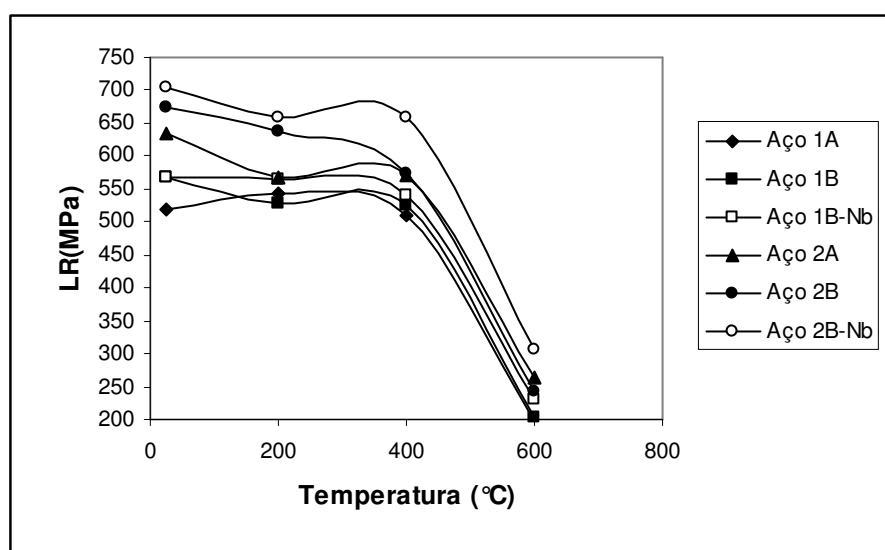
E= espessura

**Base de medida: 50 mm

A figura 5.21 mostra a variação do limite de escoamento e de resistência dos aços em função da temperatura de ensaio.



a) Limite de escoamento



b) Limite de resistência

FIGURA 5.21 - Limite de escoamento (a) e limite de resistência (b) dos aços em função da temperatura de ensaio.

Essas variações podem ser melhor entendidas com a ajuda da tabela V.6 que mostra os valores da razão entre o limite de escoamento a 600°C, $LE_{600^{\circ}C}$, e o limite de escoamento à temperatura ambiente, LE , bem como os valores da razão $LE_{600^{\circ}C}/325$ para os aços estudados.

TABELA V.6- Valores da razão entre o limite de escoamento a 600°C, $LE_{600^{\circ}C}$, e o limite de escoamento à temperatura ambiente, LE, e da razão $LE_{600^{\circ}C}/325$ para os aços estudados.

Aço	$LE_{600^{\circ}C}/LE$	$LE_{600^{\circ}C}/325$
1A	0,39	0,47
1B	0,36	0,46
1B-Nb	0,45	0,58
2A	0,57	0,61
2B	0,53	0,59
2B-Nb	0,62	0,79

Com base nos valores $LE_{600^{\circ}C}/LE$ e nas microestruturas apresentadas pelos aços, figuras 5.7 a 5.12, verifica-se que quanto maior a fração volumétrica de microestruturas de baixa temperatura de transformação, maior foi a manutenção do limite de escoamento a 600°C. A manutenção do limite de escoamento a 600°C foi estudada por ASSEFPOUR-DESFULY, M *et al.* (1990), que destacaram que a combinação de microestrutura acicular e alta dispersão de finos e estáveis precipitados é, em grande parte, responsável pela retenção de resistência mecânica a altas temperaturas, havendo também uma contribuição significativa do endurecimento por solução sólida da ferrita pelos solutos substitucionais. O efeito da fração volumétrica de fases e constituintes de baixa temperatura de transformação na retenção das propriedades mecânicas é comprovado na figura 5.22 na qual é mostrada a variação de $LE_{600^{\circ}C}/LE$ em função da fração volumétrica de bainita/martensita dos aços estudados.

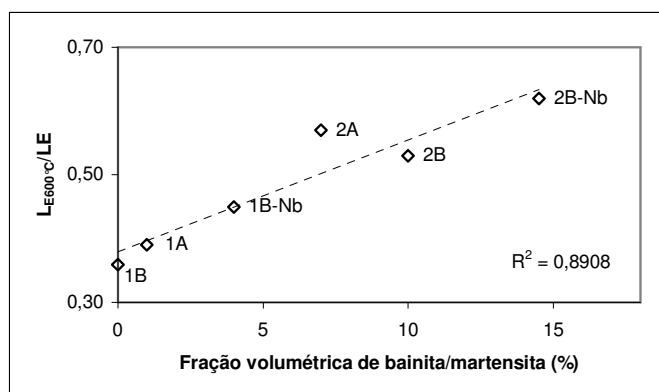


FIGURA 5.22- Razão entre o limite de escoamento a 600°C e à temperatura ambiente dos aços em função da fração volumétrica de bainita/martensita.

O papel do Mo é bastante importante na retenção das propriedades mecânicas a altas temperaturas, pelo fato de que esse elemento diminui o coeficiente de auto-difusão do Fe, retardando os fenômenos de escalada e escorregamento cruzado, o que impede o amaciamento da estrutura (ADAMOVICH, V. K., 1977). Também a influência da microestrutura é bastante significativa. A densidade de deslocações das microestruturas ferrita-perlita é menor que a das microestruturas de baixa temperatura de transformação. Assim, mesmo que a quantidade de deslocações eliminadas através de processos termicamente ativados seja a mesma, as estruturas bainita/martensita ainda possuem uma densidade de deslocações maior que as estruturas ferrita/perlita, o que permite a essas estruturas uma maior aptidão de manter as propriedades mecânicas a altas temperaturas.

Devido à manifestação dos efeitos de amaciamento, esperar-se-ia um aumento do alongamento à medida que se elevasse a temperatura. No entanto, ocorreu, em ambas as classes de aços, um valor mínimo de alongamento, como mostrado na figura 5.23, a 200°C para os aços da classe 1 e a 400°C para os aços da classe 2. A adição de Nb ao aço 1B causou uma redução nos valores de alongamento tanto a 200°C quanto a 400°C. Para o aço 2B, a presença do Nb não acarretou variações significativas em relação ao valor de alongamento a 400°C, temperatura em que o alongamento é mínimo.

Ainda que a adição de Nb cause uma diminuição de alongamento em consequência da precipitação, esses efeitos não seriam observados nas temperaturas de teste, porque ela ocorre a altas temperaturas, sendo que nessas temperaturas provavelmente haveria uma redução das propriedades mecânicas.

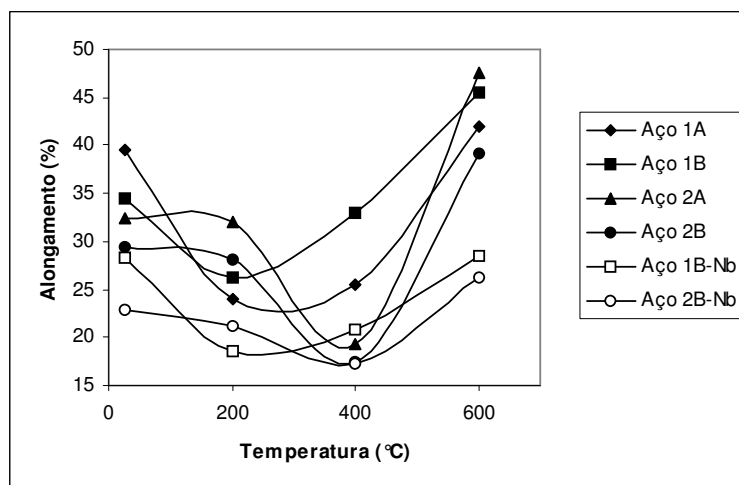


FIGURA 5.23 - Alongamento percentual dos aços em função da temperatura de ensaio.

Este valor mínimo de alongamento está associado ao fenômeno de envelhecimento dinâmico, que foi também evidenciado pela presença de serrilhado nas curvas tensão-deformação a 200°C (efeito Portevin- LeChatelier), e patamares ou máximos nas curvas de variação do limite de escoamento e de resistência em função da temperatura (GUNDUZ, S.,2002; JONAS, J. J. *et al.*,1995; LESLIE, W.C., 1982). Na figura 5.21a e b patamares ou máximos são observados nas curvas de variação de limite de escoamento e de resistência em função da temperatura para os aços estudados.

O fenômeno de envelhecimento dinâmico (*dynamic strain aging*, DSA) ocorre na faixa de temperaturas de 100 a 250°C em aços carbono, para taxas de deformação da ordem de $10^{-3}s^{-1}$, e é decorrente da interação, durante a deformação plástica, entre as deslocamentos móveis e intersticiais (C e N). Em aços ligados, o envelhecimento dinâmico está associado também a interação entre deslocamentos e dipolos substitucionais (Mn, Cr, Si e Mo)-intersticiais (C e N), ocorrendo em faixas de temperaturas mais elevadas, por volta de, aproximadamente, 600°C (BAIRD, J. D. *et al*, 1972; KLUEH, R. L., 1978; LESLIE, W.C., 1982). Quando se trata de dipolos, que segundo LESLIE, W.C. (1982) são surpreendentemente estáveis, o efeito do Mo é mais forte do que o do Mn, Cr e Si. As principais variáveis que controlam o DSA são a taxa de deformação e a temperatura.

Ainda com relação às figuras 5.21 e 5.23, observa-se que a temperatura de máximos ou patamares no limite de resistência e mínimo no alongamento dos aços da classe 2, com

alto teor de Mo, é superior (aproximadamente, 400°C) do que a dos aços da classe 1, com menor teor de Mo (~ 200°C). Essa constatação indica que o envelhecimento dinâmico tem uma forte contribuição na manutenção das propriedades mecânicas a altas temperaturas, refletida nos parâmetros $LE_{600^{\circ}\text{C}}/LE$ e $LE_{600^{\circ}\text{C}}/325$, tabela V.6.

Dessa forma, o papel do Mo é também importante do ponto de vista da manutenção resistência a altas temperaturas, através do mecanismo de envelhecimento dinâmico. Sua afinidade relativamente alta pelo C resulta em dipolos estáveis e, em solução sólida, esse elemento diminui o coeficiente de difusão do C (PARK, S. -H. et al., 2002), garantindo uma maior estabilidade das atmosferas de Cottrell em altas temperaturas.

A figura 5.24 mostra a relação entre o limite de escoamento medido a 600°C ($LE_{600^{\circ}\text{C}}$) e o limite de escoamento mínimo especificado à temperatura ambiente (325MPa). Considera-se resistente ao fogo, qualquer aço que apresente um valor de limite de escoamento a 600°C (medido a 0,2% de deformação) igual ou superior a 67% do limite de escoamento mínimo especificado à temperatura ambiente (CHIJIWA, R. et al., 1994).

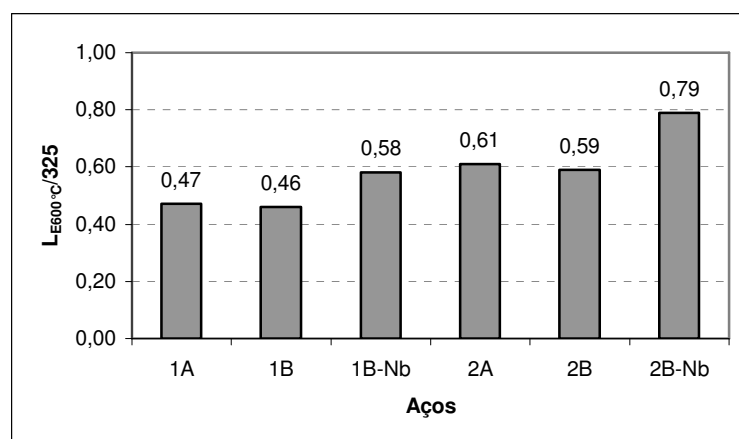


FIGURA 5.24 - Relação entre o limite de escoamento a 600°C e o limite de escoamento mínimo especificado à temperatura ambiente (325MPa)

Conforme observa-se na figura 5.24, somente o aço 2B-Nb contemplou o requisito de resistência ao fogo.

O comportamento de todos os aços testados em relação à manutenção das propriedades mecânicas a altas temperaturas pode ser descrito como:

- os aços da classe 1, por possuírem uma estrutura basicamente composta por ferrita e perlita e baixo teor de Mo tem a resistência mecânica acentuadamente reduzida com a temperatura. Nestes aços o número de dipolos Mo-C e Mo-N é pequeno quando comparado com os aços da classe 2. Conseqüentemente, os efeitos de envelhecimento dinâmico estão relacionados principalmente com o C e N intersticiais, ocorrendo para a taxa de deformação considerada em torno de 200°C como mencionado anteriormente. De fato, observa-se na figura 5.23, que os aços da classe 1 apresentam o mínimo no alongamento a 200°C enquanto que para os aços da classe 2; o mínimo se situa a 400°C .em função da temperatura.

O comportamento do limite de escoamento dos aços da classe 1 em função da temperatura é observado na figura 5.25, podendo ser descrito matematicamente através das equações mostradas a seguir:

$$LE_{1A} = -4.10^{-4}T^2 - 0,16T + 397,22 \quad R^2=0,998 \quad (\text{eq. 9})$$

$$LE_{1B} = -4.10^{-4}T^2 - 0,24T + 423,86 \quad R^2=0,995 \quad (\text{eq. 10})$$

$$LE_{1B-Nb} = -8.10^{-4}T^2 - 0,08T + 417,99 \quad R^2=0,999 \quad (\text{eq. 11})$$

em que LE é o limite de escoamento (MPa) e T é a temperatura (°C).

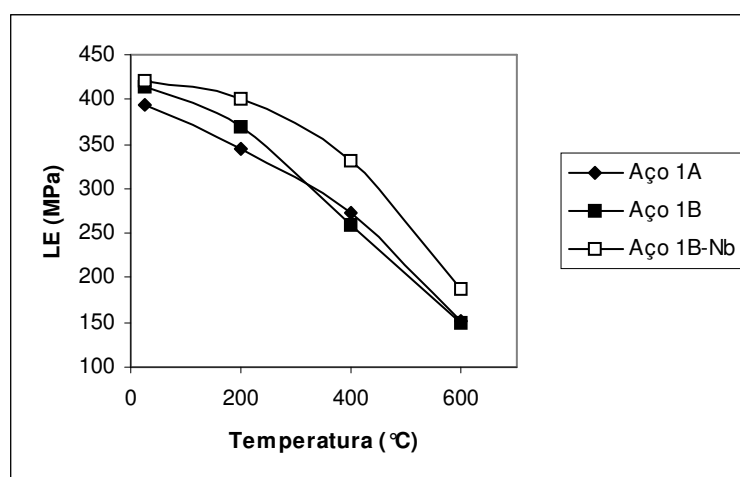


FIGURA 5.25- Comportamento do limite de escoamento em função da temperatura para os aços da classe 1.

Para essa classe, tanto pela figura 5.25 quanto pelas equações citadas acima, nota-se que o limite de escoamento decresce continuamente com a temperatura.

- conforme mostra a figura 5.26 a seguir, os aços da classe 2 tiveram uma maior manutenção dos valores de limite de escoamento com a elevação da temperatura que os aços da classe 1. O maior teor de Mo desses aços acarreta um maior número de dipolos Mo-C e Mo-N, que conforme discutido anteriormente (BAIRD, J.D. et al., 1972) são bastante estáveis e ocasionam os efeitos máximos de envelhecimento dinâmico em temperaturas nitidamente superiores àquelas observadas quando o efeito está relacionado principalmente ao C e N, aços da classe 1. Além do mais, o maior teor de Mo, contribui para a formação de estruturas com alta densidade de deslocamentos e diminui o coeficiente de autodifusão do Fe, o que também propicia uma maior estabilidade mecânica em a altas temperaturas.

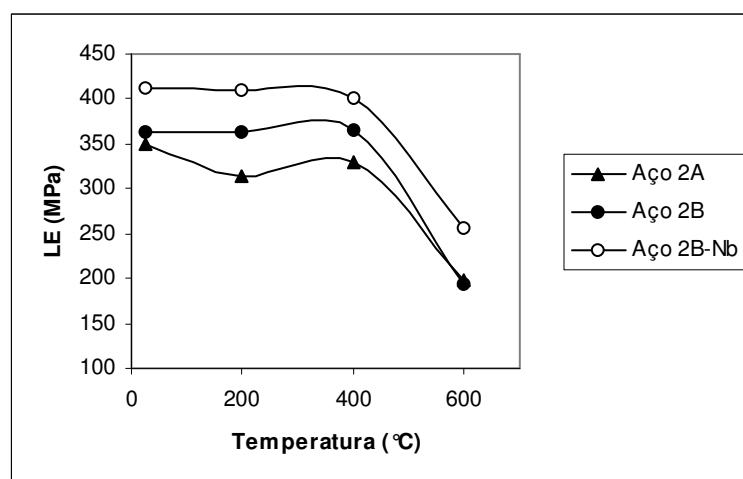


FIGURA 5.26- Comportamento do limite de escoamento em função da temperatura para os aços da classe 2.

Assim, um fator a ser considerado na resistência ao fogo é o envelhecimento dinâmico. Os seus efeitos têm sido freqüentemente apontados na literatura (GUNDUZ, S.; 2002, CUDDY, L. J. *et al.*, 1974) como benéficos à resistência à fluência dos aços, sendo portanto também importantes na resistência ao fogo.

A figura 5.27 mostra os valores de resistência ao fogo (relação entre o limite de escoamento à temperatura de 600°C e à temperatura ambiente) e os valores de

alongamento nas temperaturas de 200 e 400°C, temperaturas onde verificou-se mínimos de alongamento para os aços.

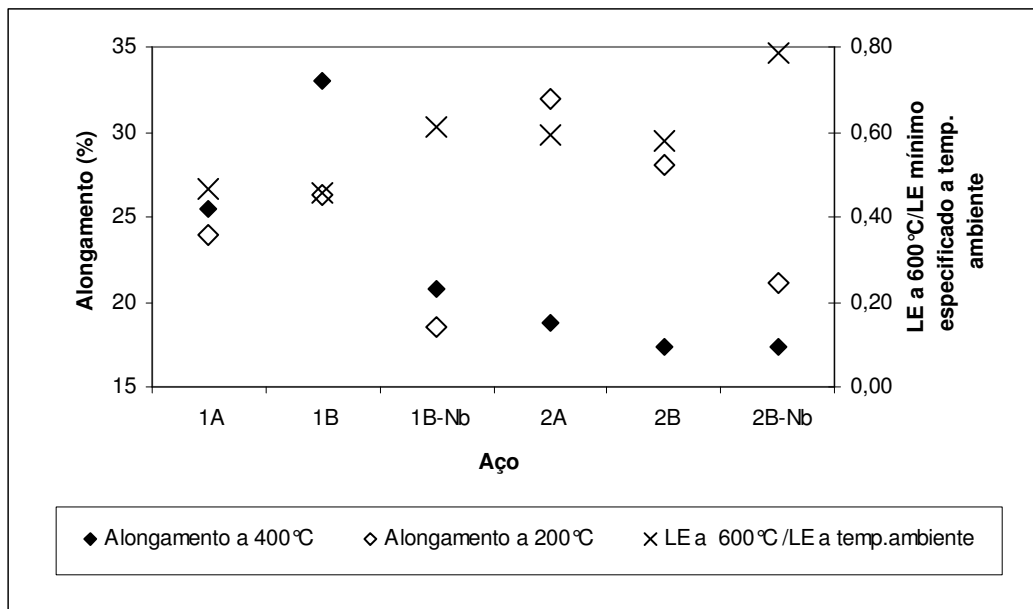


FIGURA 5.27- Relação entre o alongamento a 200 e 400°C e a resistência ao fogo dos aços das classes 1 e 2.

Nessa figura, verifica-se que os maiores valores de resistência ao fogo estão vinculados aos aço que apresentaram os menores valores de alongamento a 400°C, aços da classe 2. Isso significa que, por ser o fenômeno de envelhecimento um processo termicamente ativado de aumento de resistência mecânica, quanto maior for a diferença entre a sua temperatura de eficiência máxima e a temperatura ambiente, melhor será a manutenção de propriedades mecânicas a altas temperaturas. Assim, os aços da classe 2 apresentam uma maior manutenção de propriedades mecânicas que os da classe 1, pelo fato do envelhecimento dinâmico se manifestar a mais altas temperaturas. Nos aços da classe 2, os efeitos de envelhecimento dinâmico não somente ocorrem em temperaturas mais altas, como também são mais intensos, figuras 5.21 e 5.23, o que justifica, em parte, os maiores valores de $LE_{600^{\circ}\text{C}}/LE$ e $LE_{600^{\circ}\text{C}}/325$.

KLUEH, R. L. (1978) relata que por serem os efeitos de envelhecimento decorrentes de interações entre átomos substitucionais e/ou intersticiais com as deslocamentos; no caso

dos átomos intersticiais possuem uma maior interação com os átomos substitucionais do que com as deslocações, haverá um forte efeito de endurecimento por solução sólida da ferrita pelos intersticiais, que poderá se prolongar até elevadas temperaturas. Na situação contrária, se a interação entre os átomos intersticiais com as deslocações for alta, ocorrerá também a manutenção das propriedades mecânicas a altas temperaturas devido aos efeitos do envelhecimento dinâmico, em consequência da redução da mobilidade das deslocações pelas atmosferas de Cottrell. Na verdade, segundo LESLIE, W. C. (1982), os dipolos provocam efeito de endurecimento por solução sólida, mas também interagem com as deslocações acarretando os efeitos de envelhecimento dinâmico.

O Nb também tem forte afinidade pelo C e N, e certamente, forma dipolos Nb-C e Nb-N, elevando o valor de $LE_{600^{\circ}C}/LE$, o que contribui de forma significativa para o desempenho em relação à resistência ao fogo do aço 2B-Nb. A presença dos *clusters* de Mo ao redor dos precipitados de Nb que impede o seu crescimento deve também aportar uma contribuição significativa para os valores de $LE_{600^{\circ}C}/LE$ e $LE_{600^{\circ}C}/325$ dos aços 1B-Nb e 2B-Nb (CHIJIWA, R. *et al.*, 1994).

Das composições testadas, somente o aço 2B-Nb pode ser classificado como resistente ao fogo, por apresentar a 600°C um valor de limite de escoamento de, no mínimo 67% do valor do valor mínimo especificado à temperatura ambiente (325 MPa). Em geral, considerando a manutenção do limite de escoamento a altas temperaturas, o melhor projeto de liga está associado aos aços cuja microestrutura é composta de uma considerável fração volumétrica de fases e constituintes de baixa temperatura de transformação, ou seja, os aços da classe 2. Pode-se associar a influência do Mo no aumento da temperabilidade e no aumento da temperatura em que se manifestam os efeitos de envelhecimento dinâmico como os principais agentes responsáveis pela manutenção das propriedades mecânicas a altas temperaturas.

No entanto, a literatura aponta a precipitação secundária como um importante mecanismo de resistência ao fogo (SHA, W. *et al.*, 2002; JACK, D. H. *et al.*, 1973).

A tabela V.7 apresenta os resultados de dureza dos aços à temperatura ambiente e após terem sido submetidos a tratamentos térmicos de simulação de incêndio. Esses dados estão representados na figura 5.28.

TABELA V.7- Valores de dureza HV (10kgf) dos aços.

Aço	Como laminado	Temp. de tratamento térmico		
		200°C	400°C	600°C
1A	151,2±0,8	152,8±0,8	152±2	151±2
1B	165±2	164±1	162±1	163±2
1B-Nb	202±6	187±2	188±5	207±6
2A	166±2	169±3	191±1	168±3
2B	185±2	185±3	185±3	178±3
2B-Nb	207±4	201±4	212±2	190±5

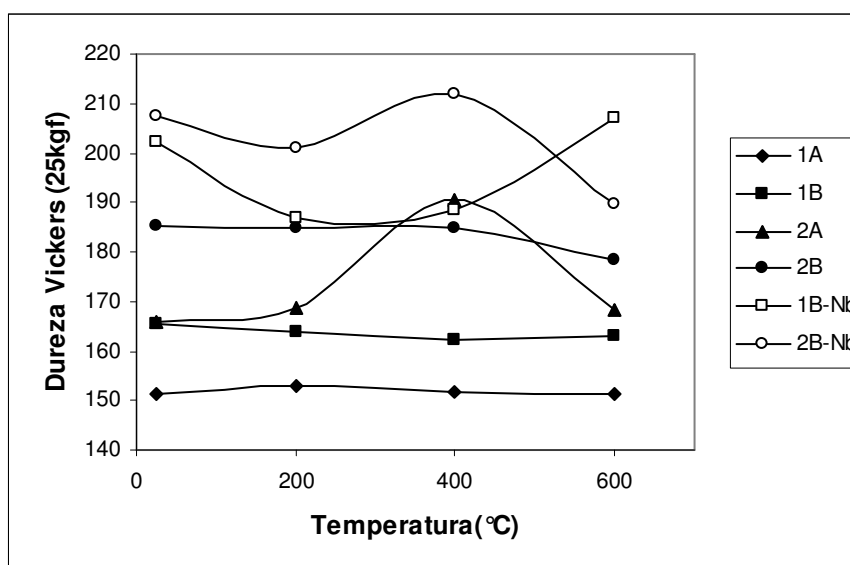


Figura 5.28- Variação da dureza dos aços com a temperatura de tratamento.

A figura 5.28 mostra que os aços 1A e 1B não apresentaram praticamente nenhum aumento de dureza com o aumento da temperatura. Como esses aços são constituídos de ferrita e perlita, não se espera efeitos endurecimento secundário na variação da dureza com a temperatura.

Quanto ao aço 1B-Nb, conforme mostra a figura 5.11, não sofreu recristalização completa. Assim, o decréscimo de dureza observado entre 25 e 300°C, pode estar associado a processos de amaciamento da ferrita e o aumento da dureza para

temperaturas da ordem de 600°C está provavelmente associado à precipitação de NbC. Devido ao baixo teor de Mo neste aço, não se observa endurecimento secundário a 400°C e o C fica disponível para formar carboneto de Nb em temperaturas mais altas.

Para o aço 2A, que contém 7% de bainita/martensita, observa-se um máximo na dureza a 400°C, que deve corresponder ao endurecimento secundário associado à precipitação de Mo₂C que ocorre em menor temperatura que a prevista, 575°C, devido à presença do Si que, embora, intensifique os efeitos de endurecimento secundário, desloca o máximo de dureza para menores temperaturas (PICKERING, F. B., 1978).

No que concerne ao aço 2B, constituído de 10% de bainita/martensita e 90% de ferrita, é razoável supor que, por ter um maior teor de C, grande parte do Mo se precipita durante o resfriamento na laminação a quente e o endurecimento secundário associado à precipitação do Mo₂C é de menor intensidade do que aquele endurecimento observado no aço 2A, como de fato se observa na curva de dureza em função da temperatura para esse aço.

Quanto ao aço 2B-Nb que contém 85,5% de ferrita e 14,5% de bainita/martensita, observa-se um máximo na dureza a 400°C, característico do endurecimento secundário. Este efeito de endurecimento secundário está associado à precipitação de Mo₂C. De forma semelhante ao aço 1B-Nb, neste aço deve haver Nb em solução sólida que não precipitou como NbC completamente na laminação a quente. Entretanto, como este aço tem uma maior fração volumétrica de martensita, o C é consumido na precipitação de carbonetos de molibdênio a 400°C, temperatura inferior à esperada, 575°C, conforme mencionado anteriormente, devido à presença do Si. Desta forma, a quantidade de C disponível para a precipitação de NbC em temperaturas mais altas é insuficiente ao contrário do aço 1B-Nb, e a dureza diminui com a temperatura a partir de 400°C.

Pelo exposto acima, a contribuição do endurecimento secundário à resistência mecânica de todos os aços considerados deve ser de menor importância porque, devido à presença do Si, ocorre em temperaturas mais baixas.

Comparando os aços estudados aos aços resistentes ao fogo produzidos pela Nippon Steel Corporation (NSC), verifica-se que nesses últimos os picos de dureza ocorrem na faixa de 500-600°C (SHA, W. *et al.*, 2001) (temperatura para a precipitação de Mo_2C é 575°C e do Cr_7C_{23} , 500°C), sendo que estes possuem em sua composição química maior teor de Mo (~0,50%) que os aços da classe 2, não contém Cr e apresentam um baixo teor de Si (~0,20%). Essa composição química propicia a precipitação em temperaturas elevadas, garantindo a resistência ao fogo. PICKERING, F. B. (1978) relata que a intensidade do endurecimento secundário, grande responsável pela resistência ao fogo, pode ser elevada através do aumento do parâmetro de rede dos precipitados e diminuição do parâmetro de rede da matriz. Isto sugere que a ausência de resistência ao fogo na maioria dos aços estudados dos aços pode ter sido causada pela presença do Cr, que, reduzindo o parâmetro de rede do Mo_2C , torna-o instável. Por outro lado, o Si, que aumenta a intensidade do endurecimento secundário desloca o máximo de dureza para menores temperatura (PICKERING, F. B., 1978) e acelera o superenvelhecimento.

5.4.3. TENACIDADE AO IMPACTO CHARPY

Os valores da energia absorvida no Ensaio Charpy são mostrados na tabela V.8.

TABELA V.8- Valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy dos aços na temperatura de 0°C (valores individuais e médios) e convertidos.

Aço	Energia Absorvida a 0°C(J)		
	Individual	Média	Valor médio convertido
1A	159,7; 148,0; 145,0	151 ± 8	-
1B	97,0; 109,8; 98,0	102 ± 7	-
1B-Nb	15,7; 19,6; 8,8	15 ± 6	29,4
2A	25,5; 21,6; 24,5	24 ± 2	47,6
2B	14,7; 14,7; 11,8	14 ± 2	27,4
2B-Nb	7,0; 5,9; 7,0	6,6 ± 0,6	13,2
Valor médio mínimo especificado para o aço USI FIRE 350			27

OBS: Segundo a norma ASTM A370 a faixa especificada para conversão de energia absorvida abrange somente valores inferiores a 54J, não sendo portanto necessária a conversão dos valores médios apresentados para os aços 1A e 1B.

A USIMINAS estabelece como requisito de aprovação para aços da classe USI FIRE, em ensaio Charpy a 0°C, que, no caso de três corpos-de-prova ensaiados, o valor médio de energia absorvida seja de, no mínimo, 27 J para corpos-de-prova de dimensões 10 mm x 10 mm x 55 mm. Baseado nisso e através dos dados apresentados pela tabela V.8, convertidos para essa geometria, verifica-se que somente o aço 2B-Nb não satisfaz esse requisito.

Os resultados de energia absorvida apresentados pelos aços 1A e 1B já eram esperados pelo fato de que estes não contêm consideráveis frações volumétricas de constituintes e fases de baixa temperatura de transformação em sua microestrutura, como os aços 2A e 2B. Esses constituintes, por possuírem baixa tenacidade, reduzem a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Por outro lado, os aços 1B-Nb e 2B-Nb mesmo possuindo reduzido tamanho de grão ferrítico em relação aos demais não apresentaram os mais altos valores de energia absorvida. Isso se deve ao fato de que o efeito da precipitação foi maior que os efeitos do refino de grão na quantidade de energia absorvida, reduzindo-a.

A figura 5.29 mostra os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy a 0°C (vistos na tabela V.8).

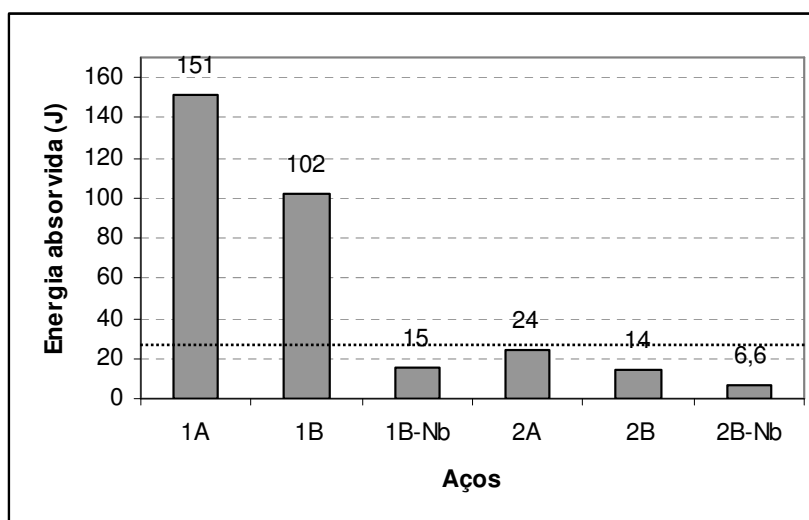


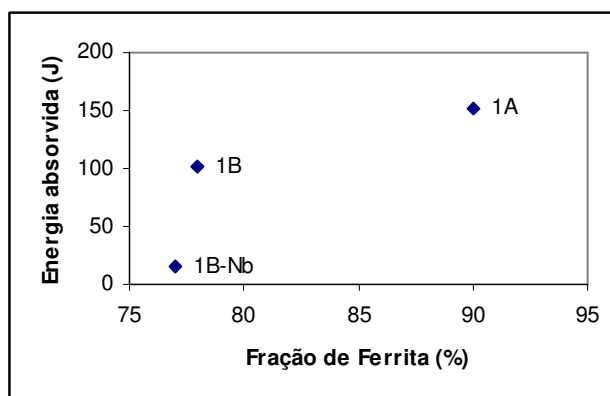
FIGURA 5.29- Valores de energia absorvida em ensaio de impacto Charpy a 0°C. A linha tracejada refere-se ao mínimo especificado de 27J.

Como pode ser observado nesta figura, a tenacidade foi reduzida:

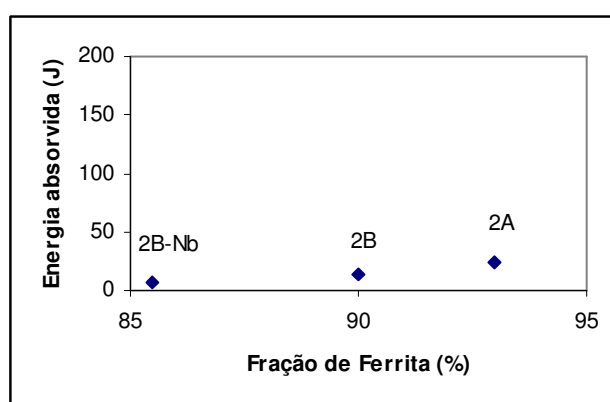
- fortemente pelo aumento do teor de Mo de 0,10% para 0,30%, aços 1A x 2A e 1B x 2B;
- em menor escala pelo aumento do teor de C de 0,08% para 0,12%, aços 1A x 1B de 2A x 2B;
- fortemente pela adição de Nb ao aço com baixo teor de Mo, aços 1B x 1B-Nb. No caso do aço com alto teor de Mo, a redução foi pequena, em virtude do aço com alto teor de Mo (2B) já apresentar baixa tenacidade.

O efeito do Mo na redução da tenacidade está associado à presença de fases baixa temperatura de transformação em detrimento da perlita, uma vez que não foram observadas variações significativas no tamanho de grão ferrítico, tabela V.2.

Como pode ser visto na figura 5.30, a redução dos valores de energia absorvida com o aumento do teor de C pode ser creditada à redução da fração volumétrica de ferrita.



a) aços com 0,10% Mo (classe1)



(b) aços com 0,30% Mo (classe2)

FIGURA 5.30- Relação entre energia absorvida em ensaio de impacto Charpy a 0°C e fração de ferrita dos aços das classes 1 e 2.

A presença de estruturas de baixa temperatura de transformação é desejável em termos de resistência ao fogo. No entanto, essas fases ou constituintes comprometem a tenacidade do aço, sendo portanto necessária a diminuição do grão ferrítico para compensar essa perda de tenacidade. Essa alternativa foi avaliada através da adição de Nb aos aços 1B e 2B não sendo, no entanto, eficaz, pois o efeito de endurecimento por precipitação e a formação de maior quantidade de 2ª fase/constituente, figura 5.30, foram mais prejudiciais à tenacidade que a redução no tamanho de grão ferrítico, tabela V.2.

5.5. COMENTÁRIOS FINAIS

Em resumo, das composições avaliadas, a única que foi capaz de atender ao requisito de resistência a fogo foi a do aço 2B-Nb, ou seja, com 0,30% Mo, 0,12% C e 0,0030% Nb. No entanto, o requisito de tenacidade ao impacto Charpy não foi satisfeito.

Tendo em vista que o limite de resistência à 600°C da composição 2B-Nb foi de 0,79% do limite de escoamento mínimo especificado à temperatura ambiente, sendo visado um mínimo de 0,67%, é possível a redução dos teores dos elementos Mo e Nb, que garantem a resistência a fogo, porém influenciam negativamente a tenacidade.

Considerando que a laminação de todos os aços foi do tipo convencional, as alterações na composição química podem ser acompanhadas por processamento controlado na laminação a quente, visando à obtenção de grãos ferríticos finos, através do controle da temperatura de acabamento ou de laminação controlada.

O efeito da temperatura de acabamento nas propriedades mecânicas à tração é mostrado na figura 3.14. Essa figura mostra que em temperaturas de acabamento menores que 800°C, a laminação ocorre no campo bifásico (ferrita-austenita) favorecendo o encruamento da ferrita, o que é favorável à tenacidade. Contrariamente, temperaturas de acabamento acima de 900°C favorecem o crescimento de grão austenítico e, por consequência, a temperabilidade, que é deletéria à tenacidade do aço.

A laminação controlada também é uma outra alternativa de processamento uma vez que o seu principal objetivo é o refino de grão ferrítico visando, simultaneamente, o aumento da resistência mecânica e da tenacidade. Dessa forma, com sucessivas deformações na região de não-recristalização e uma baixa temperatura de acabamento é possível a obtenção de finos grãos de ferrita, favorecendo o aumento da tenacidade do aço.

6. CONCLUSÕES

Foram avaliadas 6 composições de aços produzidos em escala piloto, com teores de Si e P idênticos aos do aço USI SAC 350. Os aços foram divididos em duas classes, 1 e 2, com as subdivisões A e B. Os números 1 e 2 estão relacionados ao teor de Mo, sendo 1 para o teor mais baixo (0,10%) e 2 para o alto teor (0,30%). As letras se associam ao teor de C (0,08 e 0,12), seguindo a mesma ordem imposta para os números. Dessa forma os aços foram denominados 1A, 1B, 1B-Nb, 2A, 2B e 2B-Nb, sendo que os aços 1B-Nb e 2B-Nb tiveram também a adição de Nb.

Embora somente o aço 2B-Nb tenha atendido ao requisito de resistência ao fogo, com base nas diversas análises sobre os resultados obtidos, pode-se concluir que:

- comparando-se o efeito do Mo sobre os aços de mesmo teor de C verificou-se a contração do campo perlítico e ampliação do campo bainítico e aumento da temperabilidade bainítica e martensítica;
- para os aços sem adição de Nb pôde-se constatar que os efeitos do Mo sobre o limite de escoamento à temperatura ambiente não estão relacionados aos mecanismos de endurecimento por solução sólida ou à precipitação, já que os aços com maior teor apresentaram os menores valores de limite de escoamento;
- a adição de Nb aos aços 1B e 2B, embora tenha propiciado um menor tamanho de grão ferrítico, foi prejudicial à tenacidade ao impacto Charpy. O efeito dos precipitados de Nb sobre a resistência mecânica desses aços parece ter sido maior que o da redução do tamanho de grão ferrítico, levando os aços 1B-Nb e 2B-Nb a apresentarem, comparativamente, os mais baixos valores de energia absorvida no ensaio Charpy;
- o papel do Mo na resistência ao fogo é bastante importante, pois além de deslocar para maiores temperaturas os efeitos de envelhecimento dinâmico, diminui o coeficiente de autodifusão do Fe, impedindo o amaciamento da estrutura e contribui para a formação de estruturas com alta densidade de deslocamentos o que favorece a manutenção de valores relativamente elevados de limite de escoamento a altas temperaturas;

- a manutenção das propriedades mecânicas a altas temperaturas parece independer do limite de escoamento à temperatura ambiente, pois não se verificou nenhuma uma relação entre esses dois parâmetros;
- os aços com maior teor de Mo apresentaram o melhor comportamento a altas temperaturas, provavelmente em decorrência da maior fração volumétrica de bainita/martensita em sua microestrutura. Verificou-se que quanto maior foi essa fração, melhor foi desempenho do aço com relação à resistência ao fogo;
- o aço 2B-Nb foi o único que satisfaz o requisito da relação entre o limite de escoamento a 600°C e ao limite de escoamento mínimo especificado à temperatura ambiente ($LE_{600^{\circ}\text{C}}/325$) maior que 0,67. As razões para isso podem ser atribuídas a maior quantidade de bainita/martensita na microestrutura, a formação de dipolos Nb-C e Nb-N e à interação Mo-Nb que impedem o crescimento dos precipitados de Nb;
- o elevado teor de Si comprometeu o endurecimento secundário, segundo a literatura, grande responsável pela resistência ao fogo;
- embora o aço 2B-Nb tenha satisfeito o requisito de resistência ao fogo, não satisfaz ao da resistência ao impacto Charpy. A razão para isso pode estar associada à considerável fração volumétrica de bainita/martensita e ao endurecimento por precipitação. Esses dois fatores suplantaram o efeito benéfico à tenacidade que seria decorrente do menor tamanho de grão ferrítico nos aços com Nb.

7. CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO

Baseando-se na revisão bibliográfica sobre os aços resistentes ao fogo apresentada nesse trabalho, pôde-se verificar que em nenhum momento foram apontados os efeitos do envelhecimento dinâmico como um mecanismo de resistência ao fogo. Dessa forma, a originalidade desse trabalho reside no fato de que, para as ligas apresentadas, esse efeito foi bastante relevante, uma vez que ele foi observado nitidamente, e também observou-se que os maiores valores de resistência ao fogo estiveram associados às maiores temperaturas onde verificou-se os efeitos de envelhecimento dinâmico.

8. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Dentre todos os resultados apresentados nesse trabalho, alguns merecem destaque, tais como:

- o efeito do Mo sobre o limite de escoamento à temperatura ambiente, pois verificou-se que a presença desse elemento não está relacionada aos mecanismos de endurecimento por solução sólida ou à precipitação, já que os aços com maior teor de Mo e sem a adição de Nb, apresentaram os menores valores dessa propriedade à temperatura ambiente;
- os efeitos do Mo na resistência ao fogo, pois além de diminuir o coeficiente de autodifusão do Fe, impedindo o amaciamento da estrutura e aumentar a temperabilidade do aço, contribuindo para a formação de estruturas com alta densidade de deslocamentos, como apontado pela literatura, ele também foi capaz de deslocar para maiores temperaturas os efeitos de envelhecimento dinâmico, o que favorece a manutenção de valores relativamente elevados de limite de escoamento a altas temperaturas;
- a resistência ao fogo parece independe do limite de escoamento à temperatura ambiente, pois não se verificou nenhuma uma relação entre esses dois parâmetros.

9. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O elevado teor de Si dos aços testados, em linha com a nova composição para aços resistentes à corrosão atmosférica, pode ter comprometido a precipitação secundária, afetando a resistência ao fogo. Das composições avaliadas, somente a 012%C - 0,30%Mo - 0,030%Nb atendeu ao requisito de resistência a fogo, não atendendo, no entanto, o requisito de tenacidade ao impacto Charpy. Nesse último caso, a razão parece estar associada à quantidade relativamente elevada de bainita/martensita, devido ao elevado teor de Mo e à presença de Nb, e ao endurecimento por precipitação proporcionado, principalmente, pelo Nb.

Dessa forma, propõe-se estudar composições com teores de Mo iguais a 0,20% de Mo e 0,020%Nb e C variando entre 0,10 e 012%.

No presente estudo não foram avaliadas as influências das temperaturas de reaquecimento e de acabamento no processamento termomecânico dos aços, extremamente importante na obtenção de estruturas com elevadas densidades de deslocamentos, que são benéficas à resistência ao fogo. Além disso, não foram explorados possíveis efeitos do Nb no refinamento do grão ferrítico através de laminação controlada. Esses aspectos deveriam ser considerados no projeto de liga de um aço resistente ao fogo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADAMOVICH, V. K. Effect of the Molybdenum content on the Properties of Pearlitic Heat-Resistant Steels. *Metal Science and Heat Treatment*, v.19, n°. 11/12, pp. 949-955, Nov/Dez 1977.

ADRIAN, H., Thermodynamic Calculations of Carbonitride Precipitation as a Guide for Alloy Design of Microalloyed Steels. Proceedings of MICROALLOYING' 95 Conference, pp.295-305, 1995.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *ASTM A-370- 97a*; Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *ASTM E-23*; Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *ASTM E-112-88*; Standard Test and Methods for Determining Average Grain Size.

ANTUNES, J. L .B.; ARAÚJO, C. S., *Desenvolvimento de Aços Resistentes ao Fogo, sem Característica de Resistência à Corrosão Atmosférica, para o Emprego na Construção Civil*, Relatório Técnico USIMINAS n°. PPVP0811, Jan/99. (Comunicação interna).

ANTUNES, J. L .B.; CARNEIRO, R. A.; SILVA, L. C.; FARIA, A. V., *Desenvolvimento de Aço Resistente à Corrosão Atmosférica com Alto Teor de Si e Microligado ao Nb*, Relatório Técnico USIMINAS n°. PPCD0643, Julho/97. (Comunicação interna).

- ARAÚJO, C. S., *Avaliação da Soldabilidade de Aços Resistentes ao Fogo para Aplicação na Construção Civil*. Escola de Engenharia da UFRJ, 1997. 167pp. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais)
- ASSEFPOUR-DESFULY, M.; HUGAAS ,B. A.; BROWNRIGG, A. Fire Resistant High Strength Low Alloys Steels. *Materials Science and Technology*, v. 6, pp. 1210-1214, Dez/90.
- BARBACKI, A. The Role of Bainite in Shaping Mechanical Properties of Steels. *Journal of Materials Processing Technology*, v.53, pp.57-63, 1995.
- BAIRD, J. D.; JAMIESON, A. High-Temperature Tensile Properties of some Synthesized Iron alloys Containing Molybdenum and Chromium. *Journal of The Iron and Steel Institute*, novembro/72.
- BARDAVID, J. *Efeito do Nióbio na Transformação Anisotérmica de aços Cr e Cr-Mo*. Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC-RJ, 1984. 85pp. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
- BHADESHIA, H.K.D.H.. *Bainite in Steels- Transformation, Microstructure and Properties*. The Institute of Materials, Londres, 1992.
- BARBOSA, R. A. N. M.; BORATTO, J. F. M.; SANTOS, D., B.. *Fundamentos de Laminação Controlada*, Fundação Christiano Ottoni, 1989.
- CARNEIRO, R. A; PINTO, J. A. Q.; FREITAS, A. C. L, *Avaliação dos Aços USI FIRE-400 e USI-SRC-300, Não Pintados, Quanto à Resistência à Corrosão Atmosférica*, Relatório Técnico USIMINAS nº PPPG0537, Set/99. (Comunicação interna).

- CHIJIWA, R.; TAMEHIRO, H.; UEMORI, R.; AP-FIM Analysis of Ultrafine Carbonitrides in Fire-Resistant Steel for Building Construction. *Nippon Steel Technical Report*, pp.23-28, n.69, abril/96.
- CHIJIWA, R.; TAMEHIRO, H.; UEMORI, R.; HORII, Y.; YOSHIDA, Y.; FUNATO, K. Development and Practical Application of Fire-Resistant Steel for Buildings. *SEASI Quartely*, pp.55-56, out/94.
- CHOO, W. Y.; YOO, J. Y., Effects of Processing Variables on the Mechanical Properties of TMCP Processed 0,3Cr-0,35Mo-Nb-V Fire Resistant Steel. *Internatonal Symposium on Steel for Fabricated Structures*, pp. 112-121, 1999.
- COLLINS, L. E.; GODDEN M. J.; BOYD, J.D.; Microstructures of Linepipe Steels. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v.22, n. 2, pp. 169-179, 1983.
- COUTINHO, C. A. B., *Materiais Metálicos para Engenharia*. 1^a. Ed.. Fundação Christiano Ottoni, Belo Horizonte, 1992. 405 pp.
- CUDDY, L. J.; KNECHTEL, H. E.; LESLIE, W. C., Elevated-Temperature Strengthening of Iron Alloys by Titanium. *Metallurgical Transactions A*, v. 5, pp. 1999-2003, Setembro/1974.
- DIETER, G. E., *Mechanical Metallurgy*. 2^a. Edição. New York: McGraw-Hill Book Company, 1981. 774 pp.
- GLADMAN, T., *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*. The Institute of Materials, London. 1987.
- GUNDUZ, S.; *Dynamic Strain Aging Effects in Niobium Microalloyed Steel*. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 29, n. 5, pp. 341-356, 2002.

GRABKE, J.; SATO, S., *Effects of Molybdenum, Phosphorus and Microstructure on Creep Properties*. Steel Research, v. 58, n. 8, pp. 362-368, Nov/Dez 1987.

HONEYKOMBE, R. W. K.; BHADESHIA, H.K.D.H.. *Steels- Microstructure and Properties*. 2a. Edição, Nova York., 1996.

IINO, M.; TAKAHASHI, A., Improvement of Yield Strength-Transition Temperature Balance by Microstructural Refinement. *ISIJ International*, v.36, n.3, pp.341-346, 1996.

JONAS, J. J.; MACCAGNO, T. M.; KARIMI TAHERI, A., Dynamic Strain Aging and the Wire Drawing of Low Carbon Steel Rods. *ISIJ International*, v.35, n.12, pp.1532-1540, 1995.

KIRBY, B. R.; PRESTON, R., R., High Temperature Properties of Hot-rolled, Structural Steels for Use in Fire Engineering Design Studies, *Fire Safety Journal*, n.13, p.27-37, 1988.

KLUEH, R. L., Interaction Solid-Solution Hardening in 2,25C-1Mo Steel. *Materials Science and Engineering*, n.35, p.239-253, 1978.

KUNISHIGE, K. ; SEO, S-J., Evaluation of Susceptibility to Surface Hot Shortness in Cu-Containing Steels by Tensile Test. *ISIJ International*, v.37, n.3, pp.232-239, 1987.

KUNITAKE, T.; OHTANI, H.; ODA, K.; SAKAI, K.; WATANABE, Y.; NAKAMURA, M.; BAN, H., High Tensile Strength Steel Plate for Earth Moving Equipment. *The Sumitomo Search*, n.18, pp.35-42, Novembro1977.

LECOMTE-BECKERS, J.; GREDAY, T.; LEROY V.; COUTSOURADIS, D. Review of Hot Shortness Problems in Steels Containing Copper. Copper in Steels. Proceedings *ATB Métallurgie*, v. 23, n.3, pp. 7.1-7.24, 1983.

LENK, P.; MELSER, B., Structure Optimization and Damage Behaviour of Heat-Resistant Cr-Mo-V Tube Steels. *Intrnational journal of Pressure Vessel and Piping*, v. 58, pp. 361-371, 1994.

LESLIE, W. C., *The Physical Metallurgy of Steels*. 1^a. Edição. Tokyo: McGraw-Hill Book Company, 1982. 396 p.

LUCAS, M.; SEVEC, P.; HOMOLOVÁ, V.; PERHÁCOVÁ, J.; VÝROSTKOVÁ, A; GRABKE, J.; JANOVEC, J.. Effects of Vanadium on Grain Boundary Segregation of Phosphorus in Low Alloy Steels. *Materials Technology*, v. 70, n. 7, pp. 269-273, 1999.

McMAHON, C. J.; YU, J.. The Effects of Composition and Carbide Precipitation on Temper Embrittlement of 2,25Cr-1Mo Steels: Part I. Effects of P and Sn. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, n. 7, pp. 277-289, Fevereiro/1980.

MEYERS, M. A.; CAHWLA, K. K., *Princípios de Metalurgia Mecânica*. Editora Edgard Blücher Ltda, 505 pp., 1982.

MINTZ, B., The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking. *ISIJ International*, v.39, n.9, pp.833-855, 1999.

MORRISON, W. B. Relationship Between Thermomechanical Treatment and Properties of HSLA. *Scand. Journal of Metallurgy*, n. 09, pp. 83-90, 1980.

NIPPON STEEL NEWS. *Nippon Steel Develops New Fire Resistant Structural Steel.* , p.2, Março/Abril 1989.

NKK NEWS. *Fire-Proof Structural Steel for Plates Developed*, Abril/1989.

PARK, SUNG-HO; PARK; CHAN-GYUNG; HONG, SEUNG-GAB; LEE, WON-BEON. Carbide Precipitation and High-Strength, Low-Alloy Steels Containing Nb and Mo. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 33A, n. 7, pp. 1689-1698, Junho/2002.

PICKERING, F. B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Essex, England, 1978.

PRESTON, R., R.; THOMSON, G. Towards Harmonized Standard Fire Resistance Testing, *Fire Safety Journal*, n.27 p.91-112, 1996.

RATNAPULI, R. C.; PINTO, J. A. Q.; PEREIRA, A. M.; BARBOSA, S. A.; FARIA, A. V., *Estudo para Melhoria da Qualidade do Aço USI SAC-50 visando a Redução do Carbono Equivalente*, Relatório Técnico USIMINAS n.º PPVP0123, Março/96. (Comunicação interna).

REED-HILL, R. E; ABBASCHIAN, R.; *Physical Metallurgy Principles*, 3^a. Edição. PWS-Kent Publishing Company, 1992. 926 pp.

SAWARAGI, Y.; IGARASHI, M.; MIYATA, K. Effect of Trace Elements on Creep Properties of 0,06C-2,25Cr-1,6W-0,1Mo-0,25V-0,05Nb Steel. *ISIJ International*, v.39, n.9, pp.947-954, 1999.

- SHA, W.; KELLY, F.S.; A Comparasion of the Mechanical Properties of Fire-Resistant and S275 Structural Steels. *Journal of Constructional Steel Research*, n.50, p.223-233, 1999.
- SHA, W.; KELLY, F.S.; BROWNE, P.; BLACKMORE, S.P.O, Z.X.; Microstructure and Properties of Nippon Fire-Resistant Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.8, n. 5, p.606-612, Outubro/2002.
- SHA, W.; KELLY, F.S.; GUO, Z.X.; Microstructure and Properties of Nippon Fire-Resistant Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.8, n. 5, p.606-612, Outubro/1999.
- SHIBATA, K.; ASAKURA, K.; SEO, S-J. Effects of 0,4%Si and 0,02%P Additions on Surface Hot Shortness in 0,1%C-0,5%Mn Steels Containing 0,5%Cu. *ISIJ International*, v.37, n. 3, pp.240-249, 1997.
- SOUZA, S. A., *Ensaio Mecânicos em Materiais Metálicos*, 5^a. Edição. Editora Edgard Blücher Ltda, 1993. 776 p.
- STARLING, C. M., *Estrutura e Propriedades Mecânicas Durante e Após Incêndios da Solda de Aços Resistentes ao Fogo para Construção Civil*, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2000. 269pp. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- STEEL TODAY AND TOMORROW. Fire Resistant Steel. n.120, pp.5-8, Outubro/1992.
- UEMORI, R. CHIJIWA, R.; TAMEHIRO, H.; MORIKAWA, H; AP-FIM Study on the Effect of Mo Addition on Microstructure in Ti-Nb Steel. *Applied Surface Science*, pp.255-260, n.76/77, 1994.

YANG, L., FATEMI A.; TRIPP, J.; RHODA D., Overview of Microalloyed Steels, Part I: Metallurgical Aspects. SAE Congress and Exposition, pp.77-87, 1996