

República Federativa do Brasil
Ministério do Desenvolvimento, Indústria
e do Comércio Exterior
Instituto Nacional da Propriedade Industrial

(21) **PI0901378-4 A2**



(22) Data de Depósito: 03/04/2009
(43) Data da Publicação: 21/12/2010
(RPI 2085)

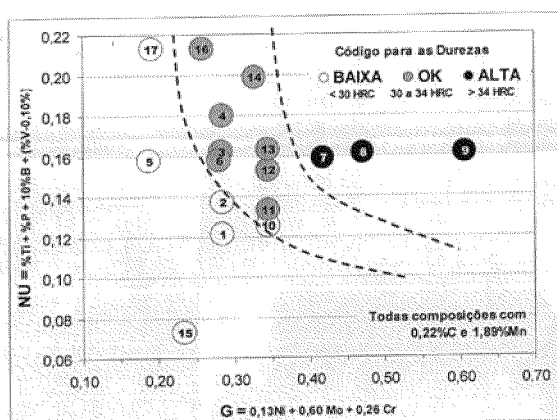
(51) *Int.Cl.:*
C22C 38/22
C22C 38/02
C22C 38/08
C22C 38/32
C22C 38/04
C22C 38/00

(54) Título: **AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES**

(73) Titular(es): Villares Metals S/A

(72) Inventor(es): Celso Antonio Barbosa, Rafael Agnelli Mesquita

(57) **Resumo:** AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES, apresentando uma composição de elementos de liga que consistem, em porcentagem em massa, de Carbono entre 0,05 e 1,0; Manganês entre 0,5 e 3,0; Fósforo, Boro, Titânio e Vanádio dados pela relação $NU = [Ti + P + 10 B + (V-0,10)]$, estando os valores de NU entre 0,02 e 0,30, sendo o titânio sempre acima de 0,005, o boro sempre abaixo de 0,010 e o Vanádio podendo ser parcial ou totalmente substituído por Nióbio, numa proporção de duas partes em massa de nióbio para uma parte de Vanádio; Níquel, Molibdênio e Cromo dados pela relação $G = [0,13 Ni + 0,60 Mo + 0,26 Cr]$, estando os valores de G acima de 0,10 e abaixo de 1,0; Enxofre até 0,10; Silício entre 0,05 e 3,0; Nitrogênio abaixo de 0,10; Cálcio em teores até 0,02; Alumínio abaixo de 0,5, Cobalto menor que 2,0, o restante substancialmente de Fe e impurezas inevitáveis ao processo de elaboração; para sua produção a dureza final pode ser obtida por resfriamento ao ar calmo, diretamente após conformação a quente ou por aquecimento prévio em forno, mesmo em blocos de secção até 1000 mm; os valores de dureza, na escala Vickers, são definidos pela equação: $HV = (450 \pm 140) \% C + (210 \pm 45)$, para valores entre 280 e 450 HV (30 a 45 HRC); para aplicações de alta tenacidade, o aço da presente invenção pode, ainda, ser produzido com resfriamento rápido, de temperaturas acima de 9000C, em meios de água ou óleo.





PI0901378-4

“AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES”.

A presente invenção trata de aços bainíticos para aplicações diversas em ferramentas, moldes, porta moldes e porta ferramentas, possuindo como principal característica a dureza homogênea obtida por uma transformação bainítica, sem o emprego de elevados teores de elementos de alto custo como o níquel e molibdênio e sem necessidade do processo de têmpera. Consequentemente, tais aços permitem um ganho considerável no custo da liga e do tratamento térmico de grandes blocos, nos quais são aplicados. O cuidadoso projeto da liga, baseado em seus aspectos microestruturais, permite que o aço da presente invenção possua dureza e propriedades próximas às das ligas duras tradicionais empregadas em ferramentas, moldes e bases, porém com significativa redução no custo.

As ferramentas e moldes são normalmente empregados em processos de conformação de outros materiais, sejam eles materiais poliméricos termoplásticos (conhecidos popularmente como materiais plásticos) ou materiais metálicos. Dependendo das propriedades do material empregado em sua confecção, as ferramentas são utilizadas em processos na temperatura ambiente ou em temperaturas elevadas, estas normalmente até 700°C. Os aços da presente invenção são aplicados, principalmente, em moldes ou ferramentas que trabalham na temperatura ambiente ou em temperaturas abaixo de 500°C, bem como em porta moldes ou porta ferramentas para uso geral. Um exemplo típico de tais aplicações são os moldes para conformação de plástico, que em geral não ultrapassam 300°C. E, também, no caso dos porta moldes e porta ferramentas, que trabalham normalmente na temperatura ambiente, mas suportam os esforços de ferramentas utilizadas em diversas condições.

Os moldes para plásticos e porta moldes podem, assim, ser considerados como as aplicações típicas para os aços da presente invenção. Em tais aplicações, diversas características dos materiais que compõem as

ferramentas são importantes – algumas relacionadas à utilização do molde e outras relacionadas à sua manufatura. Quanto às características de uso do molde ou porta molde, destaca-se a propriedade de resistência mecânica, normalmente relacionada à dureza do material, bem como a homogeneidade ao longo da secção do material. Por outro lado, para a manufatura do molde ou porta molde de forma econômica, são importantes propriedades como resposta ao polimento, texturização e a usinabilidade do material.

Para o atendimento a tais características, os aços tradicionais são tratados termicamente, por têmpera e revenimento. O tratamento de têmpera é complexo para blocos de elevadas dimensões, necessitando de um resfriamento rápido em tanques de óleo ou de meios aquosos modificados com polímeros. Para blocos aplicados em grandes moldes, são empregados tanques de mais de 80 mil litros, conduzido a dificuldades operacionais expressivas. Além do processo de resfriamento, a composição química desses materiais deve ser aprimorada, com o emprego de elevados teores de elementos promotores de temperabilidade, como níquel, manganês e molibdênio; como mostrado na Tabela 1, estes elementos possuem teores expressivos nos aços do estado da técnica, também estando relacionados à dureza final requerida.

Novos desenvolvimentos vêm sendo realizados neste sentido. As patentes EP0805220 e US5855846, por exemplo, visam produção de aços bainíticos com menor teor de elementos de liga para aplicação em moldes. Porém, nestas invenções, a dureza é obtida com maiores teores de cromo (na mesma faixa do DIN 1.2738), reduzindo os ganhos possíveis em condutividade térmica e, também, gerando maior custo. A invenção US5695576, por outro lado, apresenta um conceito com uso de altos teores de Al e Si, o que pode prejudicar a usinabilidade da liga, devido à presença de inclusões não metálicas. Além disso, altos teores de Si podem prejudicar a temperabilidade, como será mostrado no exemplo 2. As patentes PI9602054-7 e PI0308832-4 vão na mesma

linha, mas buscam apenas faixas de dureza mais altas (entre 430 e 530 HB) e espessuras menores que 200 mm, enquanto o grande volume das aplicações ainda são moldes de 300 HB, não satisfazendo esta necessidade. Nenhuma destas patentes também apresenta exemplos mostrando a aplicação em grandes blocos (com espessura acima de 200 mm) sem necessidade do tratamento de 5 têmpera (ou seja, com resfriamento ao ar). Além disso, não descrevem possibilidades para evitar possíveis formas de fragilização pelo resfriamento lento, seja pelo ajuste da liga seja por meios de tratamento térmico.

Tabela 1: Ligas compreendidas no estado da técnica. São 10 apresentados apenas os principais elementos de liga, em porcentagem em massa e balanço em ferro.

Designação Norma DIN W Nr	C	Cr	Mn	Ni	Mo	Dureza Típica (HRC)	Observações
1.2738*	0,40	2,0	1,4	1,1	0,20	32	Aplicação geral
1.2311	0,40	2,0	1,5	-	-	32	Secções até 500 mm (baixa temperabilidade)
1.2312	0,40	2,0	1,5	-	-	32	S= 0,07; para aplicações de alto volume de usinagem
1.2711*	0,52	0,75	0,7	1,8	0,3	40	V=0,10
1.2344*	0,36	5,0	-	-	1,2	40 a 50	V=1,0

*Mais importante da classe.

Portanto, são claras as dificuldades e os custos envolvidos para a obtenção da dureza dos blocos de aços ferramenta, seja pela composição 15 química seja pelo processo especial de tratamento térmico. Consequentemente fica evidente a necessidade de um aço capaz de ser endurecido para produção de grandes blocos (acima de 500 mm de secção), sem o emprego de resfriamento rápido e, também, sem utilização de teores expressivos de

elementos de liga. E, preferencialmente, capaz de atender toda a faixa de dureza aplicada nos moldes, ou seja, entre 300 e 420 HB.

O material da presente invenção vem atender a todas essas necessidades.

5 O aço bainítico proposto pela presente invenção é capaz de ser endurecido sem necessidade de têmpera, também possuindo uma composição química enxuta em termos de elementos de alto custo, como níquel, molibdênio e Cromo.

10 A fim de satisfazer as condições mencionadas anteriormente, as ligas da presente invenção possuem composições de elementos de liga que, em porcentagem em massa, consistem de:

* Carbono: entre 0,05 e 1,0, preferencialmente 0,1 a 0,7, tipicamente entre 0,15 e 0,6.

15 * Manganês: entre 0,5 e 5,0, preferencialmente 1,0 a 3,0, tipicamente entre 1,5 e 2,5. O Manganês pode ser substituído, parcial ou totalmente, por Níquel ou Cobre, em uma relação de 1 parte em massa de Manganês para 1 parte em massa de Cobre o Níquel

20 * Fósforo, Boro, Titânio e Vanádio: possuem um efeito semelhante e, assim, devem ser dosados obedecendo a seguinte relação $NU = [Ti + P + 10B + (V-0,10)]$; onde o NU deve possuir valores entre 0,02 e 0,30, tipicamente entre 0,06 e 0,20. O Vanádio pode ser parcial ou totalmente substituído por Nióbio ou Tântalo, em uma relação em massa em que 1 parte de Vanádio equivalente a 2 partes de Nióbio ou Tântalo.

25 * Titânio: independente da relação NU, o teor de titânio deve ser de, no mínimo, 0,005, tipicamente acima de 0,015 e preferencialmente acima de 0,020; porém, nunca deve ser superior a 0,10, preferencialmente estando abaixo de 0,05 e tipicamente abaixo de 0,040.

* Boro: além da relação acima, o teor máximo de Boro deve

ser controlado, estando abaixo de 0,010, preferencialmente abaixo de 0,007, tipicamente abaixo de 0,004.

* Níquel, Molibdênio e Cromo possuem efeito semelhante e devem ser dosados de acordo com a seguinte relação: $G = [0,13Ni + 0,60 Mo + 0,26 Cr]$; os valores de G devem estar acima de 0,1 e abaixo de 1,0, preferencialmente entre 0,2 e 0,5 e tipicamente entre 0,25 e 0,4. O Molibdênio pode ser parcial ou totalmente substituído pelo Tungstênio, em uma relação em massa em que 1 parte de Molibdênio equivalente a 2 partes de Tungstênio. Nesta relação o Ni pode ser total ou parcialmente substituído pelo Cobre, numa relação em que 1 parte de Níquel equivale a 1-parte de Cobre.

* Níquel: além de contido na relação acima, um teor mínimo de níquel de 0,1, preferencialmente 0,3, tipicamente mínimo de 0,4.

* Cromo: além de contido na relação G, um teor máximo de cromo pode ser aplicado de 1,5, preferencialmente abaixo de 1,0, tipicamente entre 0,1 e 0,8.

* Enxofre: abaixo de 0,10, preferencialmente abaixo de 0,05, tipicamente entre 0,001 e 0,010.

* Cálcio: deve estar contido em teores até 0,010, preferencialmente até 0,005, tipicamente entre 0,0005 (5 ppm) e 0,003 (30 ppm).

* Alumínio: deve estar abaixo de 0,5, tipicamente abaixo de 0,1, preferencialmente abaixo de 0,02.

* Nitrogênio: deve estar abaixo de 0,1, tipicamente abaixo de 0,05, preferencialmente entre 0,003 e 0,015.

* Silício: entre 0,05 e 3,0, preferencialmente entre 0,1 e 2,0, tipicamente entre 0,3 e 1,5.

Balanço em ferro e impurezas metálicas ou não metálicas inevitáveis ao processo de aciaria.

A seguir, são apresentadas as razões da especificação da

composição do novo material, descrevendo o efeito de cada um dos elementos de liga. As porcentagens indicadas referem-se à porcentagem em massa.

C: O carbono é o principal responsável pela resposta ao tratamento térmico, pela dureza da martensítica ou da bainita, sendo este último microconstituente o mais importante para os aços da presente invenção. O teor de carbono, desta forma, controla a dureza final obtida nos aços da presente invenção, que pode variar dependendo dos requisitos da aplicação. Assim, o teor de carbono deve ser tanto maior quanto maior a dureza necessária (segundo equação definida a seguir, no exemplo 5), de acordo com a seguinte equação:

10 Dureza HV = $(450 \pm 140) \%C + (210 \pm 45)$.

Porém, seu teor deve estar abaixo de 1,0%, preferivelmente abaixo de 0,7%, tipicamente menor que 0,60%, para que, após a têmpera, a presença de austenita retida não seja muito elevada e, também, para não promover quantidades elevadas de carbonetos secundários precipitados nos contornos de grão. O teor de carbono, pela relação acima, deve ser suficiente para promover dureza e resistência mecânica necessárias ao material, devendo estar acima de 0,05%, preferencialmente acima de 0,1%, tipicamente acima de 0,15%.

15

Mn: por não ser um elemento de alto custo e ser muito efetivo no aumento da temperabilidade, o manganês deve ser empregado em teores elevados no aço da presente invenção. Portanto, seu teor deve estar acima 0,5%, preferencialmente acima de 1,0%, tipicamente acima de 1,5%. Contudo, em excesso, o manganês promove aumento de austenita retida, aumento do coeficiente de encruamento do material e prejuízo a sua usinabilidade, além de aumentar a solubilidade do hidrogênio e promover a formação de flocos; desta forma, o teor de manganês deve ser limitado a um máximo de 5,0%, preferencialmente máximo de 3,0%, estando tipicamente abaixo de 2,5%.

20

25

P, B, Ti e V: esses quatro elementos possuem um papel

fundamental no aço da presente invenção, atuando conjuntamente para reduzir a nucleação de fases de difusão, como a ferrita ou as fases da perlita. Dependendo da fração volumétrica, estas fases podem diminuir a dureza tão significativamente de modo a inviabilizar o uso do material. A explicação pela
5 redução da nucleação baseia-se na concentração destes elementos nos contornos de grão austeníticos; estas regiões possuem alta energia livre e, por isso, são as regiões de início da formação de ferrita e perlita. Quando ocupados por fósforo ou boro, ou mesmo pela presença de carbonitretos de titânio e vanádio, os contornos de grão ficam indisponíveis à formação das fases de
10 difusão, ferrita ou das fases do microconstituintes perlita. Consequentemente, quando essas fases são inibidas, as condições termodinâmicas geram a formação da bainita, com dureza superior e, nas ligas da presente invenção, também homogênea ao longo da secção das barras.

O efeito mais forte neste sentido é do boro, que
15 empiricamente foi determinado como 10 vezes maior que do titânio e do fósforo. No caso do vanádio, parte do teor adicionado (cerca de 0,07%) está em solução sólida a 700°C, temperatura em que se formam a perlita ou ferrita; por isso, a relação trata o vanádio pela fórmula $(V - 0,10)$. O titânio também promove a formação de carbonitretos, mas como a solubilidade destes é baixa, o titânio é
20 considerado integralmente na relação. Assim, chega-se a relação para NU, que correlaciona o efeito conjunto desses elementos:

$$NU = \%Ti + \%P + 10\%B + (\%V - 0,07\%)$$

Se o total desta relação for muito baixo, significa que o efeito em ocupar os contornos de grão é pequeno e que as fases de difusão devem ser
25 formadas mais rapidamente; os resultados de várias composições indicam o valor mínimo desta relação deve ser 0,02%, tipicamente 0,06%.

Porém, teores excessivamente elevados de fósforo, boro, titânio ou vanádio, promovem fragilização do material, por diferentes motivos. O

titânio e o vanádio são fortes formadores de carbonetos, que quando em excesso podem facilitar propagação de trincas. Excesso de carbonetos é, também, indesejável para aplicações em moldes, pois prejudicam a usinabilidade e polibilidade do material. O fósforo, por outro lado, se segregado em excesso nos contornos de grão e outras interfaces, promove fragilização pela redução da coesão local (por enfraquecer a ligação química entre átomos nas interfaces). O boro em excesso também pode promover efeitos semelhantes ao do fósforo, porém tem um agravante de proporcionar a formação de carbonetos em contornos de grão, promovendo a fragilização destas regiões e do material como um todo. Por todas essas razões o teor máximo desses elementos deve ser controlado, devendo ser estabelecido um limite para a relação NU. Os resultados mostrados nos exemplos indicam que NU deve estar abaixo de 0,30%, tipicamente abaixo de 0,20%.

Ti: apesar de já descrito na relação acima, o titânio também possui outro efeito no aço da presente invenção – de “proteger” o boro da reação com o nitrogênio (devido a maior afinidade do titânio ao nitrogênio do que do boro ao nitrogênio). Possibilita, assim, que o boro tenha o efeito de segregação nos contornos e não fique combinado com o nitrogênio. Para este efeito o titânio deve ser superior a 0,010%, tipicamente acima de 0,015%.

B: Como foi identificado um efeito mais forte de fragilização por parte do boro, este elemento deve também ser limitado individualmente, com máximo de 0,010%, preferencialmente máximo de 0,007% e tipicamente abaixo de 0,004%.

Ni, Mo e Cr: esses três elementos promovem aumento da temperabilidade pelo seu efeito no crescimento das fases de difusão, sejam elas dispostas nos microconstituintes perlita ou pela ferrita pró-eutetóide. Quando formadas, essas fases possuem os teores de equilíbrio e, para sua formação, deve ocorrer a difusão dos elementos em excesso. O tempo para esta difusão

pode atrasar o processo de sua formação, sendo o efeito do cromo, molibdênio e níquel relacionado a isto. Tradicionalmente, este efeito é quantificado pelos fatores de temperabilidade, usados para a definição da equação abaixo:

$$G = [0,13Ni + 0,60 Mo + 0,26 Cr]$$

5 Esta equação mostra o efeito combinado dos três elementos para a inibição do crescimento da fase formada. Associado ao fator anterior, que inibe a nucleação, consegue-se inibir a formação das fases de difusão, na morfologia de ferrita pró-eutetóide ou perlita, gerando então a formação da bainita – com maior dureza e resistência mecânica. Para tanto, o valor de G deve

10 assumir um valor mínimo de 0,1%, preferencialmente acima de 0,2%, tipicamente superior a 0,25%. Para bitolas mais finas, por exemplo, menores que 400 mm, valores de G mais baixo podem ser suficientes, como valores entre 0,1% ou 0,2%. Isto é interessante para reduzir o custo final da liga, pois o níquel o molibdênio e o cromo possuíram nos últimos anos uma valorização muito

15 expressiva. Além da questão do custo, o teor desses elementos deve ser controlado, para inibir a formação de martensita. Caso esta fase seja obtida, a dureza superficial dos blocos ou barras será muito superior à dureza do núcleo. Ou seja, teores excessivamente elevados da relação G promovem perda da

20 homogeneidade de dureza objetivada, além de encarecer a liga. O valor de G deve, assim, estar abaixo de 1,0%, preferencialmente menor que 0,5% e tipicamente abaixo de 0,4%. Os três elementos podem ser substituídos por cobre que, apesar de ser um importante contaminante de sucatas, possui efeito similar na temperabilidade; caso empregado, o cobre deve substituir o níquel, o molibdênio ou o cromo em proporções equivalentes em massa.

25 Ni: além de contido na relação acima, um teor mínimo de níquel pode ser aplicado para evitar a precipitação de carbonetos e elevar a tenacidade. Nestes casos, o teor mínimo de níquel deve ser de 0,1%, preferencialmente 0,3%.

Cr: além de contido na relação G, um teor máximo de cromo pode ser aplicado para evitar perda em condutividade térmica. Para tanto, o teor de cromo deve ser limitado em 1,5%, preferencialmente abaixo de 1,0%, tipicamente entre 0,1% e 0,8%.

5 S: no aço da presente invenção, o enxofre forma inclusões de sulfeto de manganês que se tornam alongadas pelo processo de conformação a quente. Por serem maleáveis e líquidas nas temperaturas desenvolvidas no processo de usinagem, essas inclusões facilitam a quebra do cavado e lubrificam a ferramenta de corte, melhorando a usinabilidade. Para este
10 efeito o teor de enxofre deve estar acima de 0,001%, preferencialmente acima de 0,005%, tipicamente superior a 0,010%. Porém, como nem todas as aplicações requerem alta usinabilidade, a utilização de uma faixa de enxofre é opcional. Apesar de auxiliar o processo de usinagem, as inclusões de sulfeto de manganês prejudicam a qualidade superficial dada pelo polimento e, também, as
15 propriedades mecânicas. Portanto, o teor de enxofre deve ficar abaixo de 0,20%, preferencialmente abaixo de 0,05%, tipicamente abaixo de 0,010%.

Ca: o cálcio também possui um efeito nas inclusões, modificando as inclusões duras de alumina, que prejudicam a usinabilidade, e reduzindo o tamanho (esferoidizando) as inclusões em geral. Porém, o controle
20 do teor de cálcio é complexo, devido sua alta reatividade. Assim, o uso do cálcio pode também ser considerado opcional, para os casos em que alta usinabilidade e polibilidade são necessárias. Quando empregado, o cálcio deve estar em teores acima de 5 ppm, preferencialmente acima de 10 ppm, tipicamente acima de 20 ppm. Teores excessivos de cálcio podem promover o ataque dos
25 refratários empregados nos canais e dispositivos de fundição, aumentando excessivamente a fração de inclusões. Assim, quando adicionado, o teor final de cálcio deve estar abaixo de 100 ppm, preferencialmente abaixo de 50 ppm, tipicamente abaixo de 30 ppm.

Al: por formar inclusões duras de alumina, o teor de alumínio não pode ser demasiadamente elevado, para não prejudicar a usinagem. Deve estar abaixo de 0,5%, tipicamente abaixo de 0,1%, preferencialmente abaixo de 0,05%.

5 N: o nitrogênio é necessário para a formação dos carbonitreto de titânio e vanádio, que inibem o crescimento de grão e, também, auxiliam para reduzir a energia livre do contorno de grão e evitar a nucleação de fases de difusão. Por outro lado, nitrogênio em excesso pode reagir com o boro e inibir o efeito deste elemento na redução da energia do contorno de grão. Além
10 disso, teores excessivamente altos de nitrogênio promovem maior formação de carbonitreto de titânio, deletérios à usinabilidade do material. Assim, o nitrogênio deve estar abaixo de 0,1%, tipicamente abaixo de 0,05%, preferencialmente entre 0,003% e 0,015%.

Si: além do uso como desoxidante, importante nas situações
15 de baixo teor de alumínio como no caso do aço da presente invenção, o silício possui um efeito importante quanto à formação dos carbonetos. Este elemento inibe a formação de cementita e, como mostrado nos exemplos, de outros carbonetos que precipitam nos contornos de grão e fragilizam o material. Para todos estes efeitos o teor de silício deve estar entre 0,05% e 3,0%,
20 preferencialmente entre 0,1% e 2,0%, tipicamente entre 0,3% e 1,5%.

O processo de produção do material, mais especificamente seu tratamento térmico, é também importante. Como descrito, o material foi projetado para possuir altíssima temperabilidade e capacidade de endurecimento homogêneo ao longo da secção. Assim o material pode ser resfriado ao ar, para
25 a maior parte das bitolas. Este resfriamento deve ser empregado a partir de uma temperatura de aquecimento acima da temperatura crítica AC_3 (aproximadamente, 850°C), partindo de um forno ou mesmo diretamente após a conformação a quente do material. Para obtenção de melhor tenacidade,

resfriamentos mais rápidos podem ser empregados, utilizando, por exemplo, água, óleo ou convecção forçada de ar ou mesmo spray de água. Portanto, o modo de resfriamento durante a têmpera pode ser variado, dependendo dos equipamentos e da necessidade de tenacidade da aplicação. E isto apenas é possível devido a elevada temperabilidade, provida pelo fino ajuste de composição química definido anteriormente.

Na descrição seguinte de experimentos realizados e das composições estudadas, são feitas referências às figuras anexas, nas quais:

A figura 1 refere-se a distribuição gráfica das composições estudadas em função dos fatores NU e G, avaliando a dureza obtida após resfriamento a $0,05^{\circ}\text{C/s}$, partindo de 1150°C . Durezas entre 30 e 34 HRC são consideradas como adequadas ("OK"), pois este é a principal faixa de dureza em que os aços do estado da técnica são empregados;

A figura 2 refere-se a uma curva de transformação por resfriamento contínuo (TRC) típica do aço da presente invenção, mostrando as fases formadas. O campo B indica bainita, enquanto M e F significam, respectivamente, martensita e ferrita. Observar que para as bitolas grossas resfriadas ao ar, durezas da ordem de 310 HV são obtidas, gerando os 32 HRC necessários para a aplicação;

A figura 3 refere-se a uma curva de transformação por resfriamento contínuo (TRC) típica do aço DIN 1.2738 do estado da técnica, mostrando as fases formadas. Os campos B_s e B_i indicam, respectivamente, bainita superior e inferior, enquanto M e P significam, respectivamente, martensita e perlita.

A figura 4 refere-se a medições de dureza em dois blocos industriais, em duas bitolas diferentes, mostrando a elevada uniformidade de dureza.

A figura 5 refere-se a avaliação das várias ligas 18 a 21

quanto à tenacidade em impacto. As bitolas e as micrografias são apresentadas, para correlacionar os valores obtidos com a precipitação de carbonetos.

A figura 6 refere-se as micrografias obtidas para as composições 25 a 28, com diferentes teores de silício. As composições são mostradas na Tabela 5.

A figura 7 refere-se as micrografias obtidas para as composições 29 a 32, com diferentes teores de fósforo. As composições são mostradas na Tabela 5.

A figura 8 refere-se as micrografias obtidas para as composições 33 a 36, com diferentes teores de boro. As composições são mostradas na Tabela 5.

A figura 9 refere-se as microestruturas e tenacidade das amostras que foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização seguido de resfriamento lento até as temperaturas de 950, 850, 750 e 600°C. Ataque: Nital 2%. Aumento: 200X.

A figura 10 refere-se a avaliação da relação obtida para dureza em função do teor de carbono. a) comparação dos valores exatos calculados e pela dureza medida. b) equações que prevêm os valores de dureza entre os limites superiores e inferiores, para uma variação de ± 20 HB.

EXEMPLO 1: Para definir as composições do aço da presente invenção, diversas ligas foram produzidas e comparadas às do estado da técnica. Foram produzidos lingotes experimentais e as composições químicas obtidas são apresentadas na Tabela 2, sendo doravante denominados por números seqüenciais; para comparação, foi estudada uma composição típica do aço DIN 1.2738, muito empregado em moldes de plástico e outras aplicações de bases de ferramentas. Antes de discutir os resultados de dureza, é interessante observar, na Tabela 3, a significativa redução dos elementos de liga nas composições da presente invenção, a qual é convertida para um menor custo.

Na Tabela 2 são apresentados os valores de NU e G, das relações descritas anteriormente, relacionadas à inibição da nucleação e crescimento das fases de difusão. Para cada composição, foram feitos estudos de dilatométrica e a dureza obtida para a taxa de resfriamento de 0,05 °C/s é também apresentada na Tabela 2, sendo este resfriamento equivalente a um bloco de 400 mm resfriado ao ar. O objetivo desta dureza é estar na faixa de 30 a 34 HRC, para as aplicações típicas de moldes e porta-moldes de plásticos. Assim, a dureza nesta faixa é denominada como "OK", sendo denominada por alta ou baixa as durezas fora deste intervalo.

Quando estes resultados são colocados na forma de gráfico, como mostra a Figura 1, são delimitados campos ideais de trabalho das ligas da presente invenção; ou seja, campos em que a combinação de NU e G gera durezas dentro da faixa objetivada. Isto conduz, portanto, aos limites de trabalho das ligas da presente invenção, em termos dos elementos que compõem NU (Ti, P, B e V) e G (Cr, Ni e Mo).

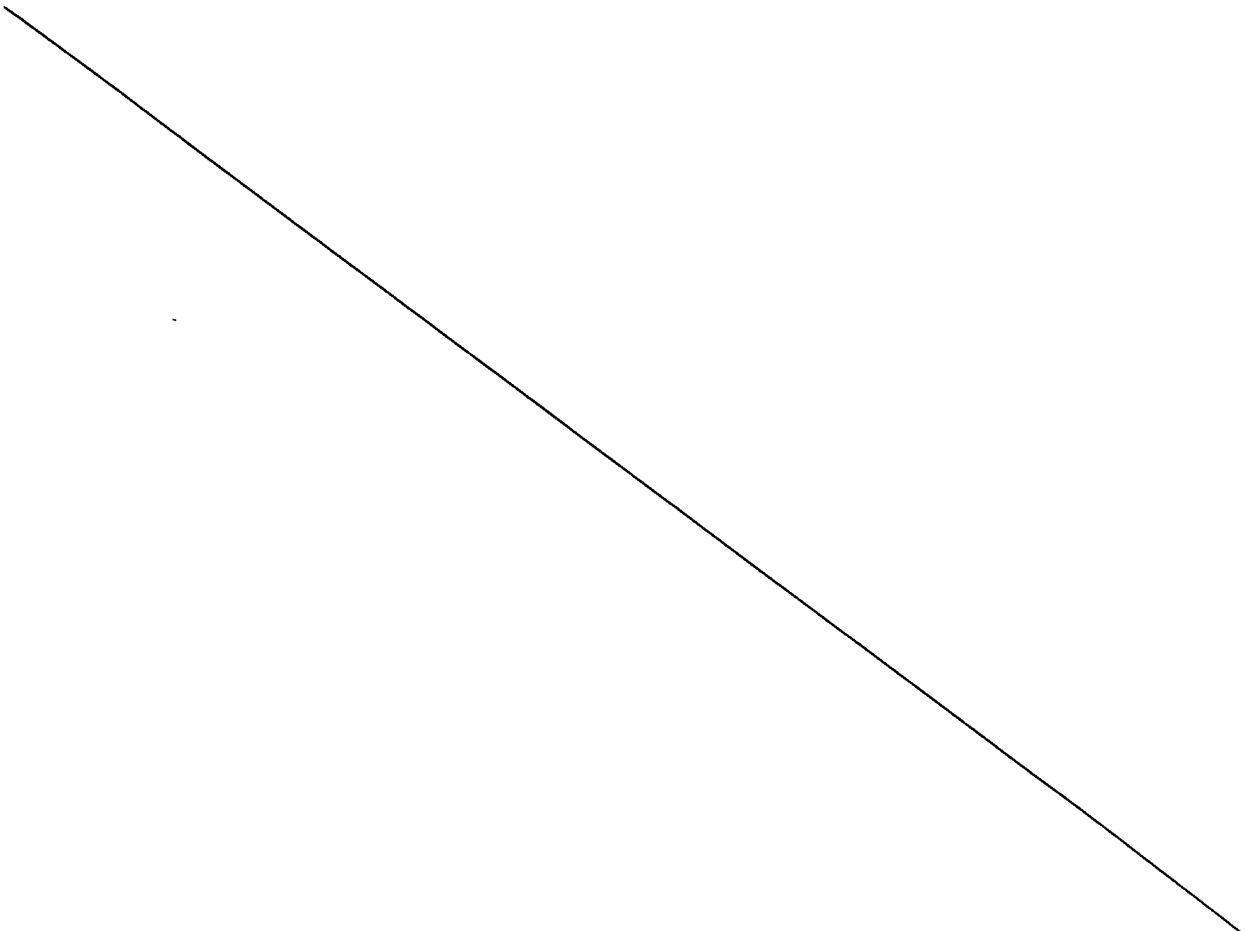


Tabela 2: Ligas da presente invenção, estudadas com diferentes valores de Ti, V, B, Ni, Cr e Mo, para

determinação do efeito das relações NU e G.

Liga	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Al	B	N	HRC	HV	G	NU	DUREZA
					(ppm)					(ppm)	(ppm)	(ppm)	(ppm)	0,05°C/s	0,05°C/s			
1	0,21	0,42	1,91	0,010	27	0,53	0,17	0,34	0,10	320	290	29	120	20,5	205	0,28	0,10	BAIXA
2	0,21	0,44	1,92	0,023	32	0,53	0,17	0,34	0,10	330	300	31	110	29,8	298	0,28	0,12	BAIXA
3	0,21	0,42	1,89	0,051	35	0,52	0,17	0,35	0,10	310	280	30	100	30,0	300	0,28	0,14	OK
4	0,2	0,44	1,89	0,067	39	0,53	0,17	0,34	0,10	320	270	31	90	31,3	313	0,28	0,16	OK
5	0,22	0,45	1,91	0,047	28	0,12	0,24	0,10	0,10	310	310	30	63	29,3	293	0,19	0,14	BAIXA
6	0,21	0,45	1,89	0,047	29	0,47	0,24	0,10	0,10	310	290	30	62	31,0	310	0,28	0,14	OK
7	0,21	0,47	1,9	0,047	28	1,00	0,24	0,10	0,10	320	290	30	61	36,8	368	0,42	0,14	ALTA
8	0,22	0,46	1,87	0,047	35	0,98	0,25	0,51	0,10	340	330	30	61	38,0	380	0,47	0,14	ALTA
9	0,21	0,46	1,89	0,047	60	1,50	0,25	0,51	0,10	340	330	30	59	38,8	388	0,61	0,14	ALTA
10	0,22	0,42	1,88	0,049	22	0,58	0,25	0,34	0,10	20	400	24	60	22,5	225	0,35	0,11	BAIXA
11	0,22	0,42	1,88	0,049	22	0,58	0,25	0,34	0,10	100	400	24	60	32,0	320	0,35	0,11	OK
12	0,22	0,42	1,88	0,049	22	0,58	0,25	0,34	0,10	300	400	24	60	33,1	331	0,35	0,13	OK
13	0,22	0,42	1,88	0,049	22	0,58	0,25	0,34	0,10	400	400	24	60	34,0	340	0,35	0,14	OK
14	0,20	0,28	1,88	0,047	190	0,61	0,21	0,33	0,14	310	150	31	95	30,5	305	0,33	0,18	OK
15	0,20	0,29	1,90	0,049	250	0,61	0,05	0,35	0,01	310	200	33	89	28,1	281	0,23	0,05	BAIXA
16	0,20	0,28	1,88	0,052	230	0,70	0,05	0,35	0,15	320	220	29	110	30,6	306	0,26	0,19	OK
17	0,22	0,40	1,86	0,052	80	0,57	0,05	0,11	0,15	300	180	31	98	28,6	286	0,19	0,19	BAIXA

Tabela 3: Composição similar ao aço DIN 1.2738, estudada neste exemplo.

Liga	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Al	B	N
					(ppm)					(ppm)	(ppm)	(ppm)	(ppm)
ET1	0,36	0,40	1,57	0,013	0,0015	1,81	0,24	0,7	0,02	-	290	-	60

A explicação para este resultado está diretamente relacionada aos mecanismos de nucleação e crescimento. Primeiramente, são fundamentais os elementos que promovem redução da energia do contorno de grão e, desta forma, dificultam a formação dos compostos de difusão, causadores de menor dureza (sejam estes ferrita pró-eutetóide ou ferrita e cementita, na morfologia de perlita). Tal papel é proporcionado pelos elementos que compõem o fator NU na fórmula. O titânio e o vanádio tendem a formar compostos precipitados em contornos de grão (carbonetos ou carbonitretos) e reduzir a energia livre dessas regiões. Na temperatura de formação da ferrita ou da perlita (por volta de 700°C), a solubilidade do titânio é baixa, sendo desconsiderada; porém, a solubilidade do vanádio é alta e, assim, seu teor é reduzido por um fator de 0,07%, que equivale, aproximadamente, ao vanádio em solução sólida a 700°C. O fósforo e o boro, por outro lado, tendem a segregar e concentrar nestas regiões, causando da mesma forma a redução de sua energia e conseqüentemente dificultando a nucleação das fases de difusão. O efeito do boro, empiricamente, foi determinado como cerca de 10 vezes superior ao fósforo e, por isso, seu fator é multiplicado por 10. Além do efeito intrínseco do titânio na formação de carbonitretos, estes compostos removem o nitrogênio livre na matriz, que tende a reagir com o boro e eliminar o importante efeito do boro quando segregado no contorno de grão.

Além de evitar a nucleação, a presença de elementos que inibam o crescimento das fases de difusão é importante. Os elementos que compõem este fator na liga da presente invenção são o manganês, o níquel e o cromo. O gráfico da figura 1 apresenta estes elementos, contabilizados pelo fator G, sendo os índices multiplicadores obtidos dos resultados clássicos de temperabilidade dos elementos; o manganês não é contabilizado em G, por ser constante para todas as ligas. Se em teores muito elevados, estes elementos promovem excesso de temperabilidade, gerando formação de martensita e

à curva TRC do aço DIN 1.2738 do estado da técnica.

Uma vez definida a melhor composição pelos estudos em escala piloto descritos no exemplo 1, vários lotes industriais foram produzidos, com diferentes geometrias, como mostra a tabela 4. A figura 4 apresenta o perfil de dureza e uma foto de dois grandes blocos produzidos de acordo com a composição acima definida. Em ambos foi obtida, com sucesso, a dureza na faixa de 285 a 310 HB (30 a 34 HRC), sem tendência de queda nas regiões do núcleo.

EXEMPLO 2: Apesar de dureza homogênea e dentro da faixa adequada, as corridas industriais, especialmente em blocos com secção de mais de 400 mm, mostraram tenacidade significativamente menor à do aço DIN 1.2738 (referência para esta aplicação), cujos valores do ensaio de impacto sem entalhe são da ordem de 200 joules (corpos de prova 7 x 10 mm). A comparação dos valores de tenacidade à microestrutura do material mostrou que a principal causa desses baixos valores é a precipitação de carbonetos em contornos de grão, como mostra a figura 5. Desta forma, foram desenvolvidas para as ligas da presente invenção alternativas para evitar a precipitação destes carbonetos e conseqüente fragilização dos blocos de grandes dimensões.

Em termos da composição química, foi observado que a quantidade dos carbonetos cresce com o aumento do teor de boro e diminui com o aumento do teor de silício, não sendo observado efeito significativo para o teor de fósforo; a tabela 5 mostra as composições químicas utilizadas para esta avaliação. As conclusões podem ser tomadas com base nas composições da tabela 6, cujos resultados são mostrados nas figuras 6 a 8. Também foi observado que o níquel possui um efeito importante, como mostra a comparação na figura 5 das ligas 18 e 19, na mesma bitola; a liga 18 apresentou menor quantidade de carbonetos devido ao seu menor teor de níquel.

Tabela 4: Ligas da presente invenção produzidas em escala industrial, em blocos de diferentes dimensões, mostrando os valores de dureza obtidos e as relações G e NU.

Liga	C	Si	Mn	P	S (ppm)	Cr	Mo	Ni	V	Ti (ppm)	Al (ppm)	B (ppm)	N (ppm)	Ca (ppm)	Dimensão Bloco (mm x mm)	HB medido	HRC convertido	G	NU
18	0,22	0,4	1,9	0,05	20	0,58	0,25	0,34	0,15	320	100	30	80	6	400 x 750 e 700 x 900	302	32	0,35	0,21
19	0,22	0,44	1,89	0,051	90	0,56	0,07	0,32	0,13	310	100	38	130	15	400 x 750	302	32	0,23	0,20
20	0,23	0,41	1,82	0,049	16	0,55	0,21	0,12	0,13	360	70	46	74	30	400 x 1200	302	32	0,28	0,21
21	0,29	0,42	1,88	0,027	21	0,55	0,22	0,04	0,15	360	70	25	84	24	400 x 750 e 850 x 1200	321	34	0,28	0,19
22	0,23	0,42	1,87	0,028	25	0,55	0,22	0,40	0,14	320	110	25	98	14	400 x 750 e 850 x 1200	302	32	0,33	0,18
23	0,23	0,39	1,81	0,027	28	0,60	0,23	0,42	0,14	350	100	23	110	11	400 x 750	321	34	0,35	0,18
24	0,22	0,37	1,87	0,029	24	0,57	0,22	0,39	0,14	290	90	18	93	11	400 x 1000	321	34	0,33	0,17

No caso do boro, apesar de importante para temperabilidade (exemplo 1), um teor em excesso facilita a formação destes carbonetos: observar que a quantidade de carbonetos, na tabela 6, um aumento de 2 vezes quando o boro aumenta de 20 para 40 ppm.

5 Provavelmente, isto se deve a uma alta condição de metaestabilidade quando altos teores de boro estão concentrados nos contornos de grão, facilitando assim a precipitação dos carbonetos.

O fenômeno se intensifica em grandes lingotes, com intensos efeitos de microsegregação, gerando aumento da concentração local de boro.

10 A figura 8 mostra este efeito, sendo nítido o aumento da quantidade de carbonetos nas amostras com maior teor de boro (a precipitação foi promovida por um tratamento que simula o resfriamento do núcleo de blocos com mais de 800 mm de secção, com resfriamento muito lento a 36°C/h).

Um efeito similar, porém menos forte, ocorre com a redução do teor de silício, como mostrado na figura 7; o uso de teores de silício acima de 0,40% tende a reduzir a formação destes carbonetos. Porém, como mostra a tabela 6, o aumento do teor de Si reduz a temperabilidade do material (a propriedade fundamental) desta invenção, principalmente para teores acima de 1,0% (elevado volume de ferrita na liga com 2%Si, conforme tabela 6).

20 Portanto, para produção de grandes lingotes com alta tenacidade e adequada temperabilidade, o uso de altos teores de silício (entre 0,2 e 1,0%) e o teor de boro mínimo é mais indicado, sendo este mínimo definido pelo fator NU descrito no exemplo 1.

25



Tabela 5: Ligas da presente invenção produzidas para estudo do efeito dos teores de P, B e Si na precipitação dos carbonetos que geram fragilização em blocos de grandes dimensões.

Liga	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Ti	Al	B	N
					(ppm)						(ppm)	ppm	(ppm)	(ppm)
25	0,23	0,05	1,84	0,026	0,003	0,56	0,26	0,41	0,15	0,03	310	420	59	77
26	0,23	0,38	1,83	0,026	0,003	0,56	0,26	0,41	0,15	0,03	310	420	57	71
27	0,23	0,95	1,83	0,026	0,003	0,56	0,26	0,41	0,15	0,03	310	450	60	70
28	0,24	1,94	1,84	0,026	0,002	0,57	0,26	0,41	0,15	0,03	310	470	58	68
29	0,22	0,42	1,89	0,010	0,003	0,58	0,27	0,41	0,15	0,02	340	200	56	75
30	0,22	0,42	1,89	0,025	0,003	0,58	0,27	0,41	0,15	0,02	340	200	55	75
31	0,22	0,42	1,89	0,050	0,003	0,58	0,27	0,41	0,15	0,02	340	200	55	75
32	0,22	0,42	1,89	0,075	0,003	0,58	0,27	0,41	0,15	0,02	340	200	55	75
33	0,20	0,41	1,87	0,027	0,003	0,50	0,25	0,41	0,15	<0,01	310	160	20	78
34	0,20	0,41	1,85	0,026	0,003	0,49	0,25	0,41	0,15	<0,01	310	160	40	75
35	0,20	0,41	1,86	0,028	0,003	0,49	0,25	0,41	0,15	<0,01	310	160	70	68
36	0,20	0,42	1,86	0,027	0,003	0,49	0,25	0,41	0,15	<0,01	310	160	120	66

5

As razões metalúrgicas para tais efeitos possuem explicações distintas, que podem ser discutidas no presente texto. O boro, quando em elevados teores, tende a se concentrar em contornos de grão e formar carbonetos complexos, principalmente com o Fe e Cr. Em análise de microscopia eletrônica conduzida nos aços da presente invenção, estes dois elementos foram encontrados, assim como traços de Mo. A redução do teor de boro, portanto, elimina os carbonetos na raiz do problema. Porém, esta redução não pode ser demasiada, porque para evitar a formação de ferrita é necessária a presença de boro nos contornos de grão, como descrito no exemplo 1. O silício, por outro lado, possui baixa solubilidade no carboneto de ferro (cementita), evitando sua formação em aços. Como estes carbonetos do aço da presente

15

invenção também possuem alto teor de ferro, o mecanismo do silício pode ser entendido como o mesmo ocorrido na cementita.

Tabela 6: Medidas quantitativas da fração volumétrica de carbonetos em contornos de grão, pelo método de análise de imagens composicional de carbonetos identificados manualmente. Análise de 10 campos por amostra em 100x de aumento, totalizando varredura de 14 mm² de cada amostra. Previamente às medidas, amostras foram submetidas à solubilização a 1150°C e resfriamento lento, a 36 °C/h. Imagens representativas mostradas nas figuras 6 a 8.

Composição	Fração Volumétrica de Carbonetos (%) *	Fração Volumétrica de Ferrita
Liga 25 / 0,05% Si	0,40	0%
Liga 26 / 0,41% Si	0,30	0%
Liga 27 / 1,0% Si	0,25	0%
Liga 28 / 2,0% Si	0,17	30%
Liga 28 / 0,010% P	0,33	28%
Liga 29 / 0,025% P	0,36	0%
Liga 30 / 0,050% P	0,42	0%
Liga 31 / 0,075% P	0,31	0%
Liga 32 / 20 ppm B	0,016	0%
Liga 33 / 40 ppm B	0,031	0%
Liga 34 / 20 ppm B	0,085	0%
Liga 35 / 20 ppm B	0,24	0%

* As corridas com variações de B, ligas 32 a 35, possuem menor teor de carbono (ver Tab. 5); assim, não podem ser comparadas com as das outras variações; porém podem ser comparadas entre si, salientando o efeito do boro.

EXEMPLO 3: Além da alteração da composição química, uma maneira de evitar tal precipitação é promover o rápido resfriamento – partindo de alta temperatura, em que os carbonetos ainda não estejam presentes. Estes

testes foram realizados como mostrado na figura 9; observa-se que abaixo de 800°C a queda na tenacidade é mais significativa, principalmente entre 750°C e 600°C, sendo esta queda acompanhada da precipitação de carbonetos.

De modo a reduzir a intensidade desta precipitação, após forjamento ou após um tratamento de austenitização/solubilização, o bloco pode ser resfriado rapidamente. Tal processo foi desenhado com base em resultados de simulação numérica, sendo possível de ser aplicado por resfriamento em óleo ou água. No caso da água, para evitar trincas, algumas etapas ao ar podem ser introduzidas, reduzindo a diferença de temperatura entre superfície e núcleo. A tabela 7 apresenta os resultados destes experimentos, sendo observada significativo aumento de tenacidade quando a velocidade de resfriamento é superior. Este processo, obviamente, deve ser aplicado para grandes blocos, em que as taxas de resfriamento são inerentemente baixas, ou em situações que exijam alta tenacidade. Em casos contrários, o resfriamento ao ar pode ser aplicado.

Tabela 7: Dados de simulação e resultados obtidos em corpos de prova de impacto, para diversas condições de resfriamento de blocos dos aços da presente invenção. Os valores de energia de impacto referem-se a corpos de prova sem entalhe, secção 7 x 10 mm, orientação transversal.

Secção do bloco	Resfriamento *	$t_{(900-600)}$	Energia de impacto
420 mm x 1040 mm	Ar Calmo	130 min	55 J
	Água = 30 min, após $T_s = 700^\circ\text{C}$	60 min	156 J

* O processo proposto em água pode ser feito em óleo; para a bitola de 400 mm x 1000 mm, com permanência por 60 min em óleo. T_s = temperatura da superfície.

EXEMPLO 4: Nos exemplos anteriores, foram definidas a composição química e o processo de tratamento térmico do aço proposto para a

presente invenção. Devido ao emprego do titânio na composição química, partículas duras de carbonitreto são formadas – proporcionando maior desgaste das ferramentas e prejudicando a usinabilidade do material. E para as aplicações em moldes, os aspectos de usinagem são essenciais.

5 Para evitar tal aspecto, as ligas da presente invenção foram estudadas em termos da utilização de teores mais elevados de enxofre e cálcio. Estes dois elementos influenciam a formação de inclusões. O enxofre forma sulfetos de manganês, que possuem baixa dureza e facilitam a quebra do cavaco e a lubrificação da ferramenta. O cálcio, por outro lado, modifica as
10 inclusões duras de alumina, gerando inclusões complexas de melhor usinabilidade. A adição de cálcio também esferoidiza as inclusões, gerando melhores condições de polimento – também uma operação importante para moldes de plástico.

 A tabela 8 apresenta os resultados de usinabilidade para o
15 aço da presente invenção com esta modificação nos teores de enxofre e cálcio, liga 19, e sem esta modificação, liga 18; para comparação, o mesmo ensaio foi realizado no aço DIN 1.2738 (referência para as aplicações em moldes). Pode ser observado um sensível aumento do volume usinado, com alteração realizada nos teores de cálcio e enxofre (da liga 18 para a liga 19).

20 Uma segunda alternativa para a melhoria da usinabilidade é reduzir a fração volumétrica de carbonitreto e, assim, reduzir o causador do desgaste acelerado das ferramentas. A combinação do efeito de redução do volume de carbonitreto somada ao uso de elevados teores de enxofre e cálcio foi empregada na liga 37. Apesar de composição similar à liga 19, ocorreu um
25 aumento expressivo da usinabilidade, associado à drástica redução do volume de carbonitreto de titânio. Neste caso, a redução dos carbonetes foi realizada pelo aumento da velocidade de solidificação via o uso de um lingote menor. Porém, o mesmo pode ocorrer pela redução dos teores de nitrogênio ou titânio;

como o titânio é importante para o fator NU, discutido no exemplo 1, o uso de baixos teores de nitrogênio, como controlador do volume de carbonitretos, mostra-se como o mais importante.

Tabela 8: Comparativo de usinabilidade das ligas 18, 19 e a 5 liga do estado da técnica, medida pelo volume usinado até o fim de vida das ferramentas ($V_B = 0,20$ mm). Condições do ensaio: ferramenta = metal duro P25 revestida com TiN, com 25 mm de diâmetro, velocidade de corte = 270 m/min, avanço = 0,25 mm/dente, profundidade de corte = 0,75 mm e penetração de trabalho = 10 mm. Abaixo dos resultados são apresentadas as composições 10 químicas. A fração volumétrica de carbonitretos foi medida por análise computacional de imagens, em 20 campos a 500 x em cada amostra, totalizando varredura de 0,56 mm².

Liga	Volume Usinado	Fração Volume de Carbonitretos maiores que 8 microns
ET1 (DIN 1.2738)	380 cm ³	(ausente)
18	210 cm ³	0,23%
19	270 cm ³	
37	580 cm ³	0,025%

Liga	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Al	B	N	Ca
					(ppm)					(ppm)	(ppm)	(ppm)	(ppm)	(ppm)
ET1	0,39	0,4	1,66	0,011	16	1,87	0,17	0,74	<0,01	<50	90	<10	44	17
18	0,22	0,40	1,90	0,050	20	0,58	0,25	0,34	0,15	320	100	30	80	6
19	0,22	0,44	1,89	0,051	90	0,56	0,07	0,32	0,13	310	100	38	130	15
37	0,21	0,41	1,88	0,026	70	0,59	0,26	0,34	0,10	260	74	27	74	22

15 EXEMPLO 5: Todo o projeto da liga anterior foi baseado para a dureza de 30 a 34 HRC, uma vez que esta é a principal faixa de utilização de aços para moldes. Para os aços convencionais, durezas mais elevadas podem

ser obtidas utilizando condições diferenciadas de tratamento de revenimento. No aço da presente invenção, de endurecimento direto via forjamento, isto não pode ser realizado. Desta forma, a presente invenção também buscou oferecer alternativa para aumento da dureza, via modificação de composição química.

5 Partindo da composição base descrita no exemplo 1, foram produzidas composições com diferentes teores de carbono, sendo simulado, por dilatométrica, o resfriamento de um núcleo de um bloco de cerca de 400 mm de secção (taxa de 0,05°C/s). Os resultados, apresentados na Tabela 9 e na Figura 10, mostram que durezas mais elevadas podem ser obtidas se utilizados maiores teores de carbono. Como base nestes dados, foi obtida, experimentalmente, uma relação entre o teor de carbono e a dureza após resfriamento lento. A relação é a seguinte:

$$\text{Dureza HV} = 450 \%C + 210.$$

(dureza obtida após resfriamento a 0,05°C/s, equivalente ao resfriamento ao ar de um bloco de espessura de 400 mm)

Tabela 6: Valores de dureza HV, obtidos após resfriamento a 0,05°C/s em composições com diferentes teores de carbono.

Liga	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Ti	Al	B	N	HV
					(ppm)						(ppm)	(ppm)	(ppm)	(ppm)	taxa 0,05°C/s
38	0,23	0,28	1,88	0,047	0,002	0,61	0,21	0,33	0,14	<0,01	310	150	31	95	305
39	0,30	0,28	1,88	0,049	0,002	0,61	0,21	0,33	0,14	<0,01	320	150	32	98	356
40	0,39	0,28	1,87	0,049	0,002	0,61	0,21	0,33	0,14	<0,01	320	150	31	88	376
41	0,45	0,28	1,87	0,051	0,002	0,61	0,21	0,33	0,14	<0,01	320	150	32	86	412

Portanto, este exemplo mostra ser possível atribuir diferentes durezas na liga da presente invenção, pela adequação do teor de carbono. Por exemplo, para dureza de 315 HV (aproximadamente 32 HRC) a faixa obtida no exemplo 1 é confirmada, sendo necessário 0,23% de carbono. Por outro lado, para a dureza de 400 HV (cerca de 40HRC) seria necessário um teor de carbono de 0,42%.

25 Como mostrado na Tabela 1, os aços do estado da técnica,

para a mesma faixa de dureza, possuem teores de carbono expressivamente maiores: DIN 1.2738, dureza de 32 HRC e 0,36% de carbono, e DIN 1.2711, dureza de 40 HRC e 0,52% de carbono. Este fato tem uma consequência interessante para os processos de soldagem, muito empregados em moldes. Por
5 trabalharem com menor teor de carbono, a dureza na região aquecida será muito menor no aço da presente invenção, em relação aos aços do estado da técnica. Para teores de carbono de 0,23%, o aço da presente invenção gera uma dureza de aproximadamente 45 HRC na região afetada pela solda, enquanto que esta dureza é de cerca de 60 HRC para o aço DIN 1.2738 e 64 HRC para o DIN
10 1.2711. Este fato facilita em muito as operações de usinagem após solda, bem como a aparência após polimento ou texturização.

Pequenas variações nos índices da equação anterior podem, ainda, produzir resultados adequados, dentro da faixa de dureza necessária para as aplicações. Para uma variação de ± 20 HB, normalmente aceitável
15 industrialmente, a relação pode variar conforme mostrado na Figura 10b, sendo descrita pelas relações: Dureza superior = $590 \% C + 165$ e Dureza inferior = $310 \% C + 255$. Assim, uma equação final para a dureza em função do teor de carbono pode ser escrita, conforme mostrado a seguir:

$$\text{Dureza HV} = (450 \pm 140) \% C + (210 \pm 45).$$

20 Portanto, dependendo da aplicação industrial em questão e da dureza necessária, o teor de carbono do aço da presente invenção deve ser calculado pela equação acima.

REIVINDICAÇÕES

1- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", caracterizado por apresentar uma composição química de elementos que consistem, em porcentagem em massa, de Carbono entre 0,05 e 1,0; Silício até 1,0, Manganês entre 0,5 e 5,0; Fósforo, Boro, Titânio e Vanádio dados pela relação $NU = [Ti + P + 10 B + (V-0,10)]$, estando os valores de NU entre 0,02 e 0,30, sendo o titânio sempre acima de 0,005, o boro sempre abaixo de 0,010 e o Vanádio podendo ser parcial ou totalmente substituído por Nióbio, numa proporção de duas partes em massa de nióbio para uma parte de Vanádio; Níquel, Molibdênio e Cromo dados pela relação $G = [0,13 Ni + 0,60 Mo + 0,26 Cr]$, estando os valores de G acima de 0,10 e abaixo de 1,0; Enxofre até 0,20; Silício entre 0,05 e 3,0; Nitrogênio abaixo de 0,10; Cálcio em teores até 0,010; Alumínio abaixo de 0,5, Cobalto menor que 2,0, o restante substancialmente de Ferro e impurezas inevitáveis ao processo de elaboração.

2- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com a reivindicação 1, caracterizado por apresentar uma composição química de elementos que consistem, em porcentagem em massa, de Carbono entre 0,10 e 0,6; Silício até 1,0, Manganês entre 0,8 e 3,0; Fósforo, Boro, Titânio e Vanádio dados pela relação $NU = [Ti + P + 10 B + (V-0,10)]$, estando os valores de NU entre 0,08 e 0,30, sendo o titânio sempre acima de 0,005, o boro sempre abaixo de 0,010, titânio entre 0,005 e 0,10, podendo o Vanádio ser parcial ou totalmente substituído por Nióbio, numa proporção de duas partes em massa de nióbio para uma parte de Vanádio; Níquel, Molibdênio e Cromo dados pela relação $G = [0,13 Ni + 0,60 Mo + 0,26 Cr]$, estando os valores de G acima de 0,20 e abaixo de 0,50; além desta relação, o teor de Cromo deve estar entre 0,1 e 1,5 e o teor de Níquel acima de 0,3; Enxofre até 0,05; Silício entre 0,05 e 3,0; Nitrogênio abaixo de 0,05; Cálcio em teores até 0,005; Alumínio abaixo de 0,1, Cobalto menor que 1,0, o restante substancialmente de Ferro e impurezas inevitáveis ao processo

de elaboração; o material pode ser produzido em blocos de até 850 mm de espessura, sendo obtida dureza entre 250 e 450 HV via resfriamento ao ar de uma temperatura acima de 700°C, sendo o valor desta dureza dado pela equação $HV = (450 \pm 140) \%C + (210 \pm 45)$.

5 3- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com a reivindicação 2, caracterizado por apresentar uma composição química de elementos que consistem, em porcentagem em massa, de Carbono entre 0,10 e 0,6; Silício entre 0,05 e 0,6; Manganês entre 1,3 e 3,0; Fósforo, Boro, Titânio e Vanádio dados pela relação $NU = [Ti + P + 10 B + (V-0,10)]$, estando os valores
10 de NU entre 0,10 e 0,20, sendo o titânio sempre acima de 0,010, o boro sempre abaixo de 0,0050 e o Vanádio podendo ser parcial ou totalmente substituído por Nióbio, numa proporção de duas partes em massa de nióbio para uma parte de Vanádio; Níquel, Molibdênio e Cromo dados pela relação $G = [0,13 Ni + 0,60 Mo + 0,26 Cr]$, estando os valores de G acima de 0,25 e abaixo de 0,40; além desta
15 relação, o teor de Cromo deve estar entre 0,1 e 1,0 e o teor de Níquel entre 0,2 e 1,0; Enxofre entre 0,001 e 0,010; Silício entre 0,20 e 1,5; Nitrogênio entre 0,0040 e 0,0150; Cálcio em teores entre 0,0005 e 0,0030; Alumínio abaixo de 0,05, Cobalto menor que 1,0, o restante substancialmente de Ferro e impurezas inevitáveis ao processo de elaboração o material pode ser produzido em blocos
20 de até 850 mm de espessura, sendo obtida dureza entre 280 e 450 HV via resfriamento ao ar, diretamente após conformação a quente, sendo o valor da dureza dado pela equação $HV = (450 \pm 140) \%C + (210 \pm 45)$.

25 4- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com qualquer uma das reivindicações de 1 a 3, caracterizado por apresentar uma composição química de elementos que consistem essencialmente, em porcentagem em massa, de Carbono entre 0,18 e 0,52, Cromo entre 0,30 e 0,60, Molibdênio entre 0,10 e 0,50, Níquel entre 0,30 e 0,50, Vanádio entre 0,04 e 0,10; Boro entre 0,0010 e 0,0030; Enxofre entre 0,0010 e 0,0100; Cálcio entre

0,005 e 0,030; Nitrogênio entre 0,0030 e 0,0100; no qual a dureza final de uso é obtida diretamente após forjamento ou laminação, em bitolas relativamente elevadas, com espessuras entre 100 e 1000 mm, sem necessidade do uso do processo de têmpera em óleo ou têmpera em água; o tratamento térmico deve ser um resfriamento ao ar calmo ou ar com convecção forçada, sendo o valor de dureza Vickers determinado pelo teor de carbono da liga, segundo a seguinte relação: $HV = (450 \pm 140) \%C + (210 \pm 45)$, para valores de dureza entre 280 e 420 HV, equivalente a 29 e 42 HRC.

5- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com qualquer das reivindicações de 1 a 3, caracterizado por possuir uma relação G menor que 0,10, para aplicações em bitolas menores que 400 mm de espessura, sendo G calculado pela relação: $G = [0,13 Ni + 0,60 Mo + 0,26 Cr]$, na qual os símbolos representam os teores em porcentagem em massa dos elementos em questão.

15 6 "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com qualquer das reivindicações de 1 a 3, caracterizado por possuir os teores de manganês substituídos parcial ou totalmente por Níquel ou Cobre, em iguais quantidades em porcentagem em massa.

20 7- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com qualquer das reivindicações de 1 a 3, caracterizado por conter, em porcentagem em massa, os elementos Nióbio, Zircônio ou Tântalo substituindo parcial ou totalmente os elementos Titânio ou Vanádio, numa relação em que 2 partes de Nióbio correspondem a 1 parte de Vanádio ou Titânio e 1 parte de Tântalo ou Zircônio corresponde a 2 partes de Vanádio Titânio.

25 8- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com qualquer uma das reivindicações de 1 a 3, caracterizado por apresentar, em porcentagem em massa, Boro entre 0,0015 e 0,0030; Silício entre 0,40 e 1,2.

9- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com

qualquer uma das reivindicações de 1 a 3, caracterizado por apresentar, em porcentagem em massa, Enxofre entre 0,002 e 0,090 e Cálcio entre 0,0005 e 0,0030.

5 10- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", com qualquer uma das reivindicações de 1 a 3, caracterizado por possuir dureza final obtida por resfriamento ao ar, diretamente após conformação a quente ou por aquecimento prévio em forno, sendo a dureza final obtida (em escala Vickers) dada pela equação: $HV = (450 \pm 70) \%C + (210 \pm 22)$, ou ainda uma equação equivalente via a conversão da dureza pelas medidas por outras escalas.

10 11- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com qualquer das reivindicações de 1 a 3, caracterizado por possuir, em partes por milhão em massa, enxofre entre 0,002 e 0,30 e cálcio entre 0,0005 e 0,010, e por possuir, em sua microestrutura, uma fração volumétrica de carbonitretos menor que 0,25%, aplicado em situações em que alta usinabilidade é necessária.

15 12- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com qualquer das reivindicações de 1 a 3, caracterizado por possuir aumento da tenacidade via resfriamento rápido após conformação a quente ou aquecimento em temperaturas acima de 900°C.

20 13- "AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES", de acordo com qualquer das reivindicações de 1 a 12, caracterizado por possuir aumento da tenacidade via resfriamento rápido após conformação a quente ou aquecimento em temperaturas acima de 900°C, sendo este processo de resfriamento dado pelo seguinte tratamento térmico: resfriamento ao ar até a temperatura de 700°C, colocação em tanque de água por 30 minutos (mantendo a temperatura da água
25 abaixo de 80°C), seguido de resfriamento ao ar até a temperatura ambiente; em caso de peças susceptíveis a trincas, o tempo de resfriamento em água pode ser substituído por 60 minutos de resfriamento em óleo, mantendo constantes as outras condições de tratamento térmico.

Figura 1:

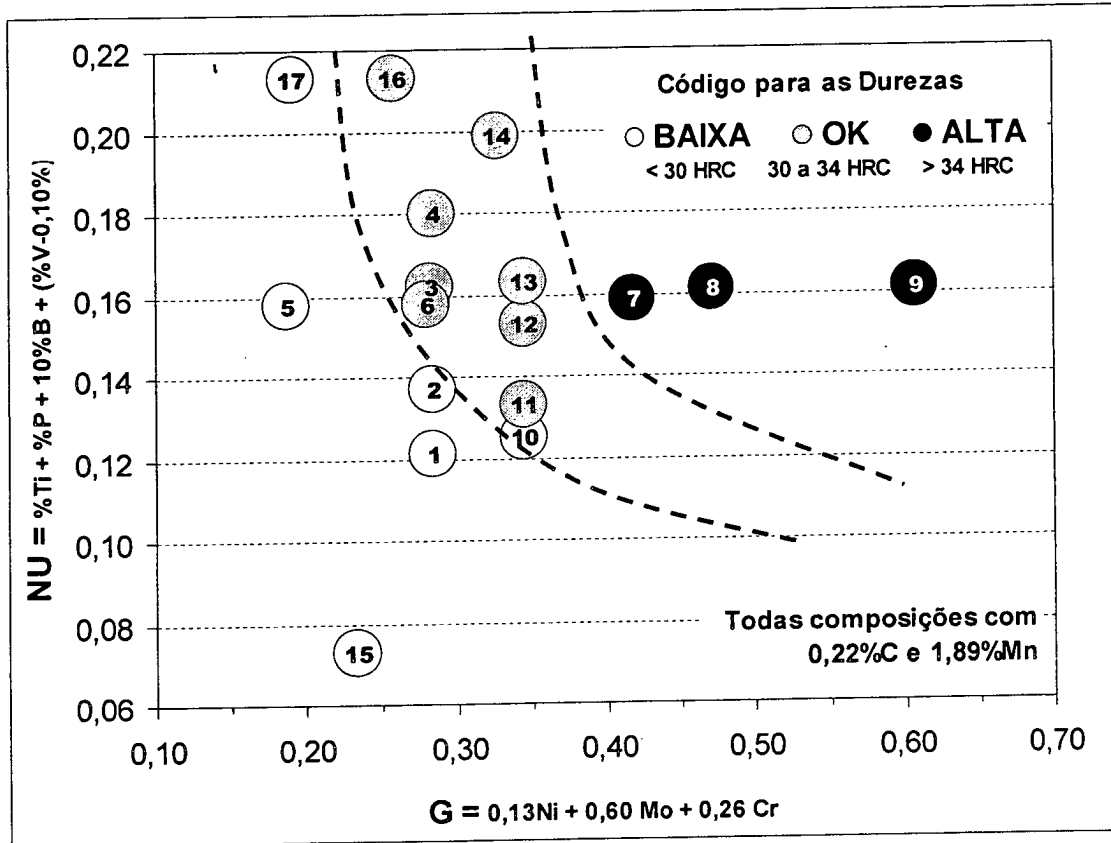


Figura 2:

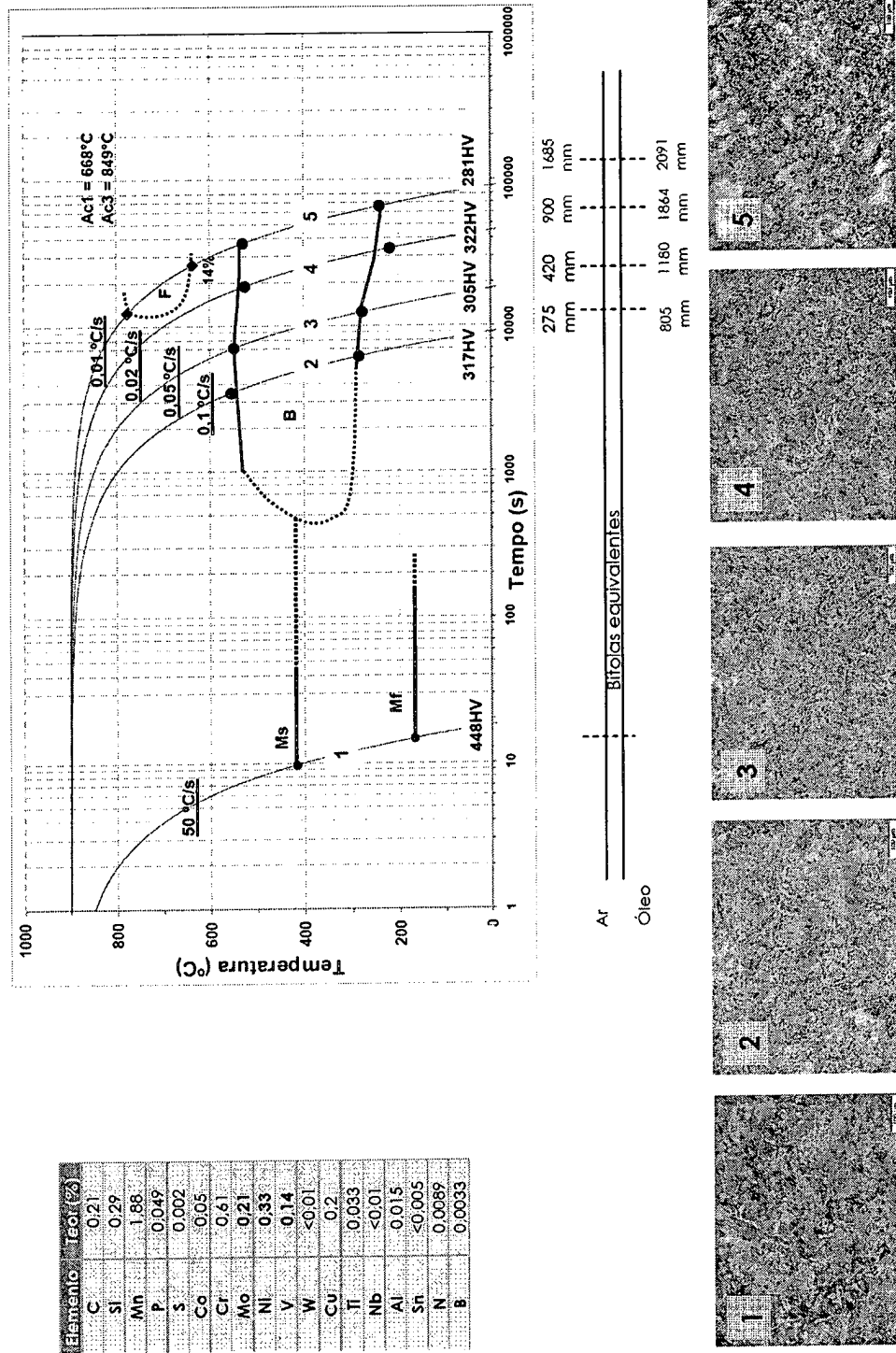


Figura 3:

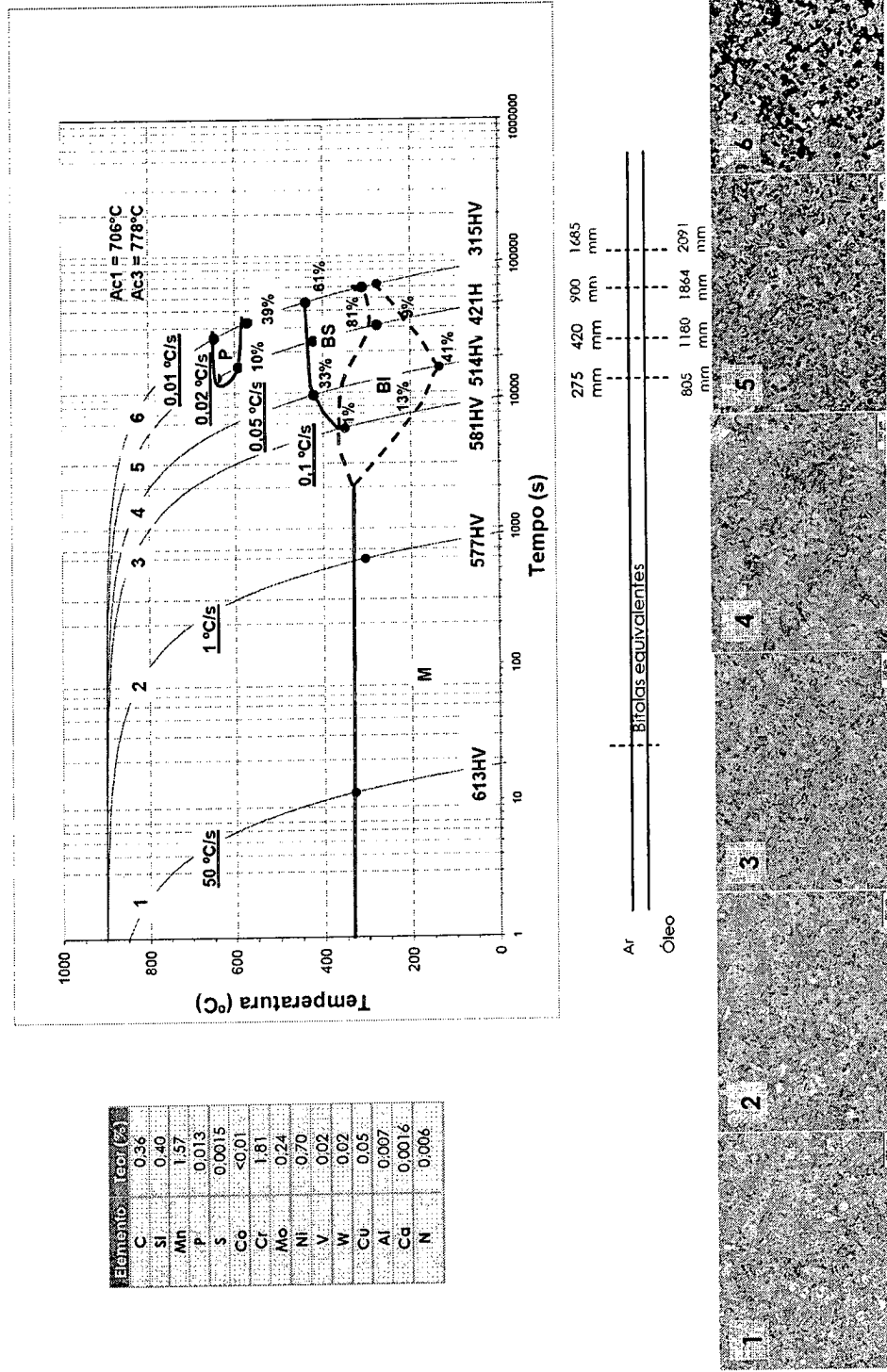
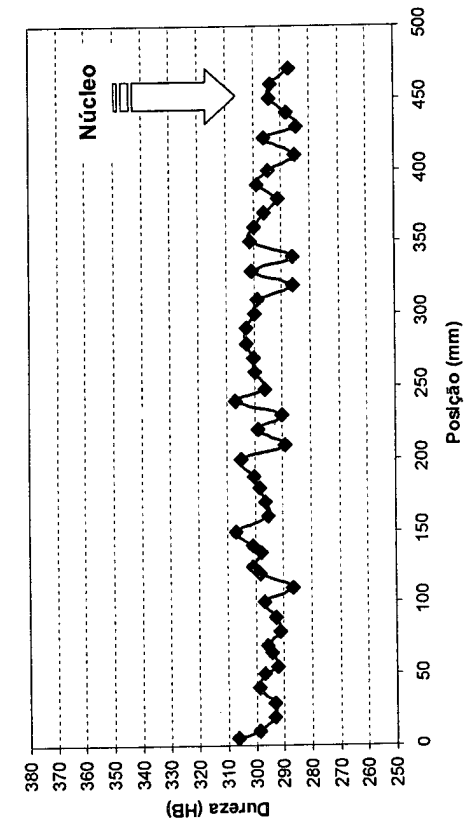
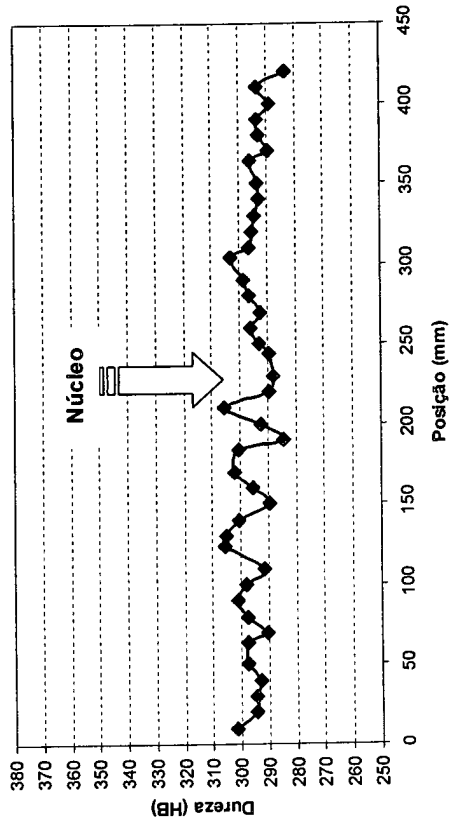


Figura 4:

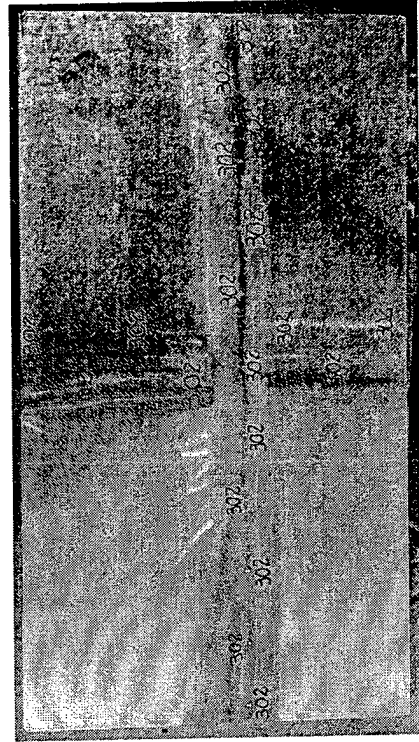
PERFIL DE DUREZA - bloco de 700 x 900 x 1000 mm



PERFIL DE DUREZA - bloco de 400 x 750 mm x 2000 mm



a)



b)

Figura 5:

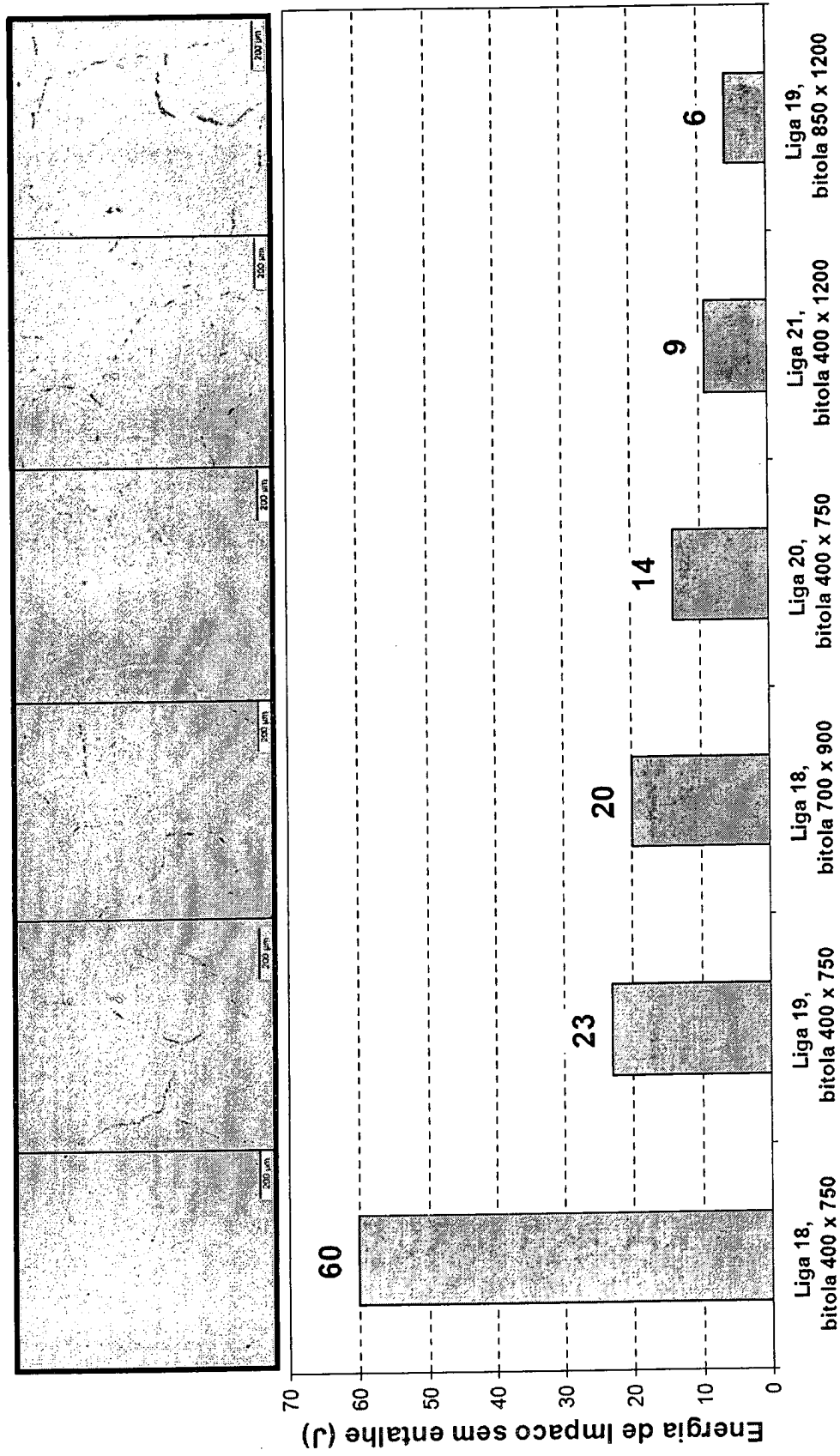


Figura 6:

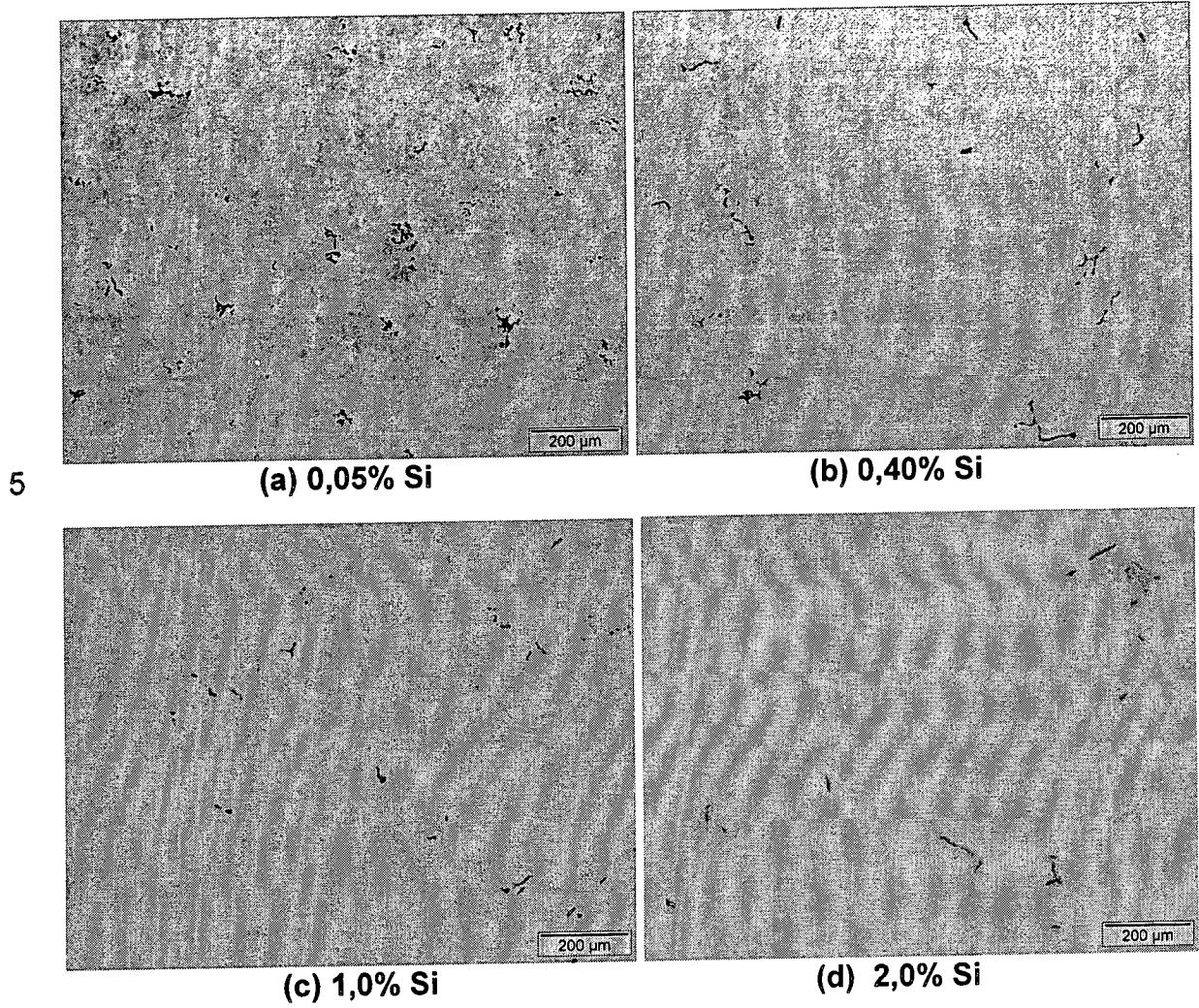
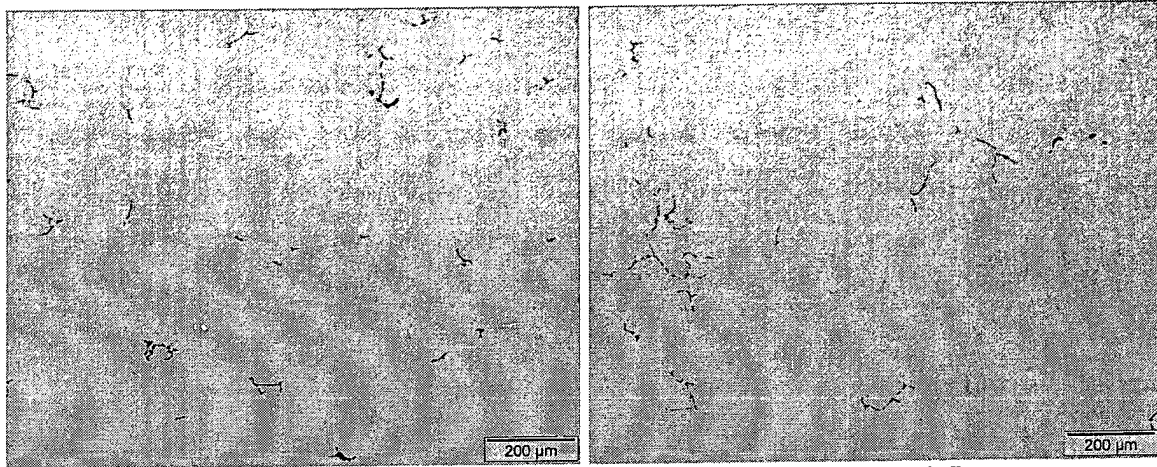
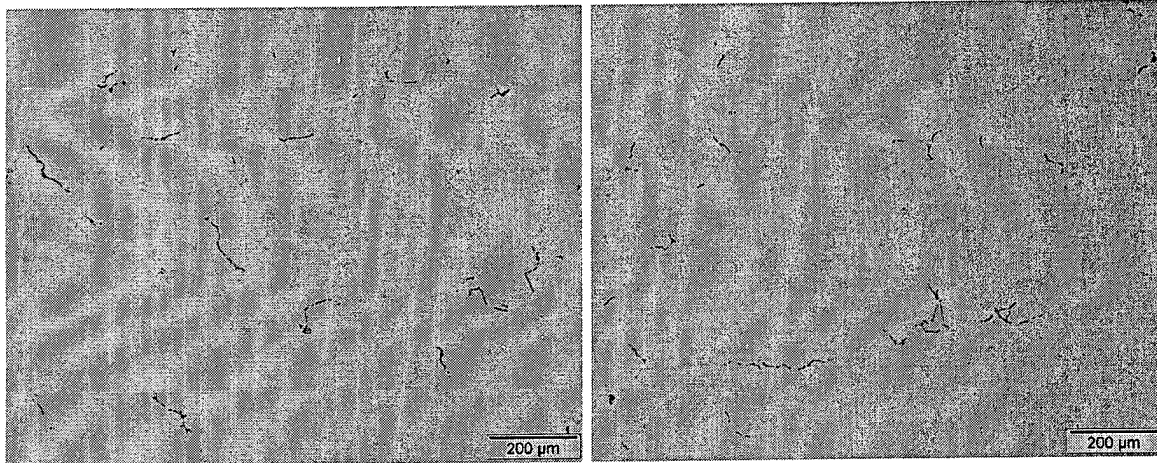


Figura 7:



(a) 0,010% P

(b) 0,025% P

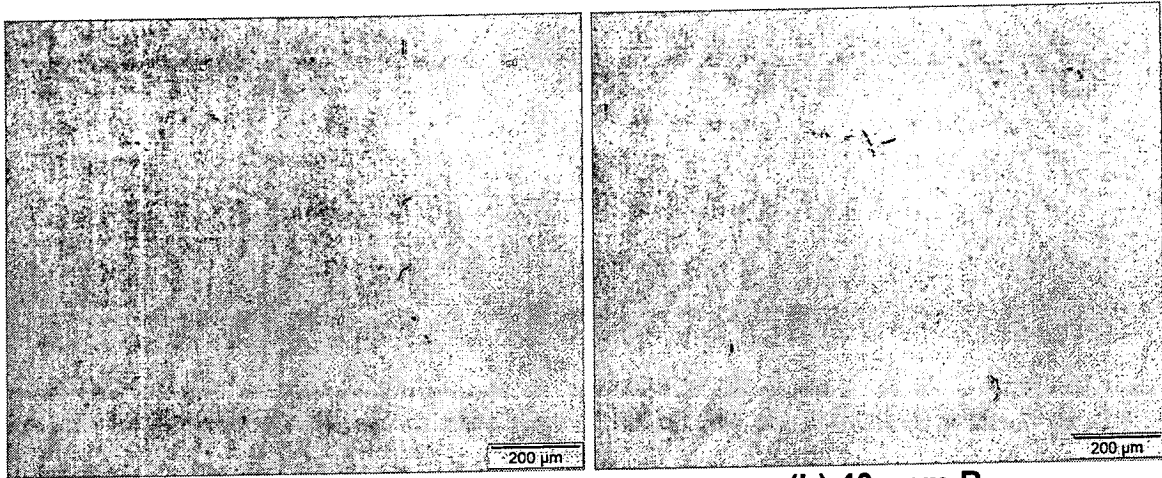


(c) 0,050% P

(d) 0,075% P

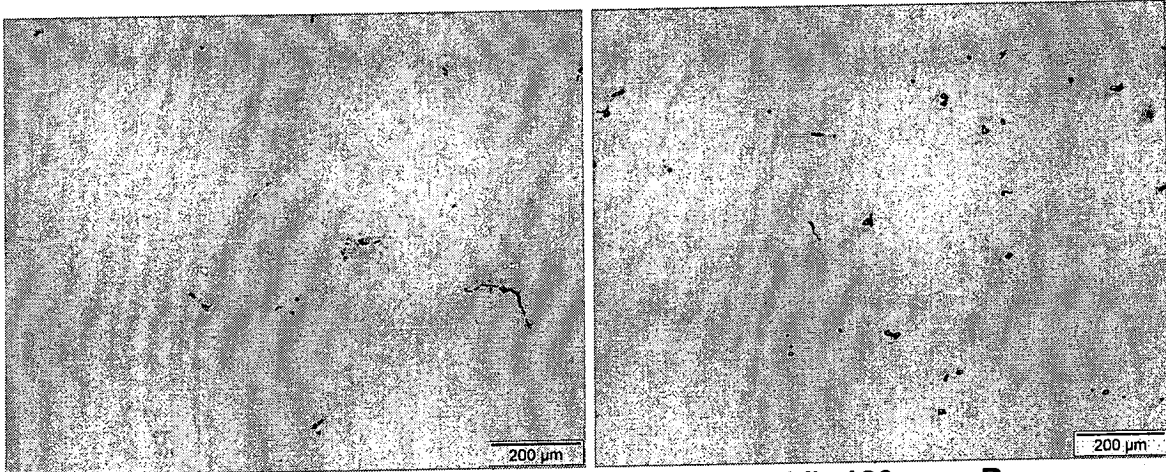
5

Figura 8:



(a) 20 ppm B

(b) 40 ppm B



(c) 70 ppm B

(d) 120 ppm B

5

Figura 9:

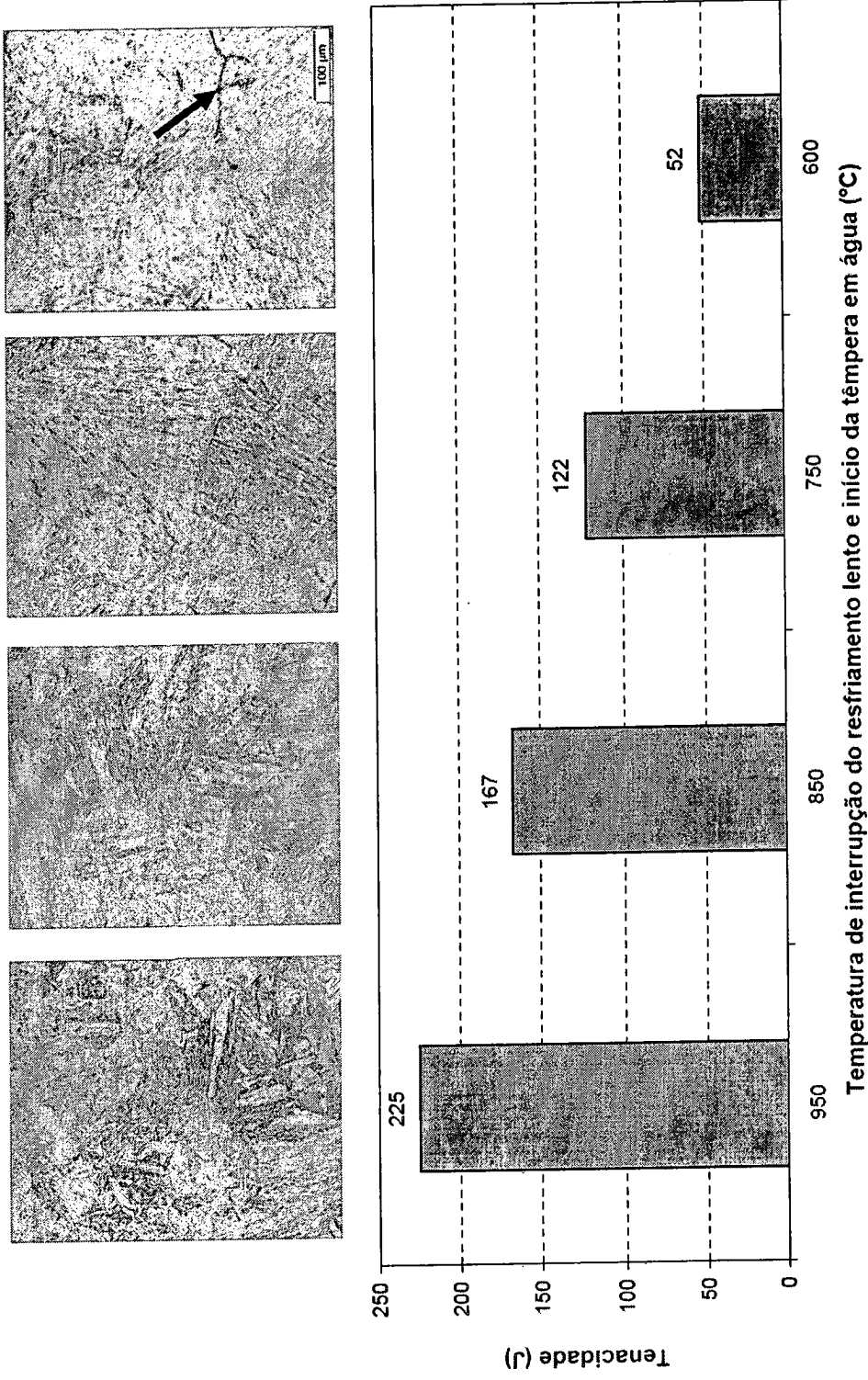
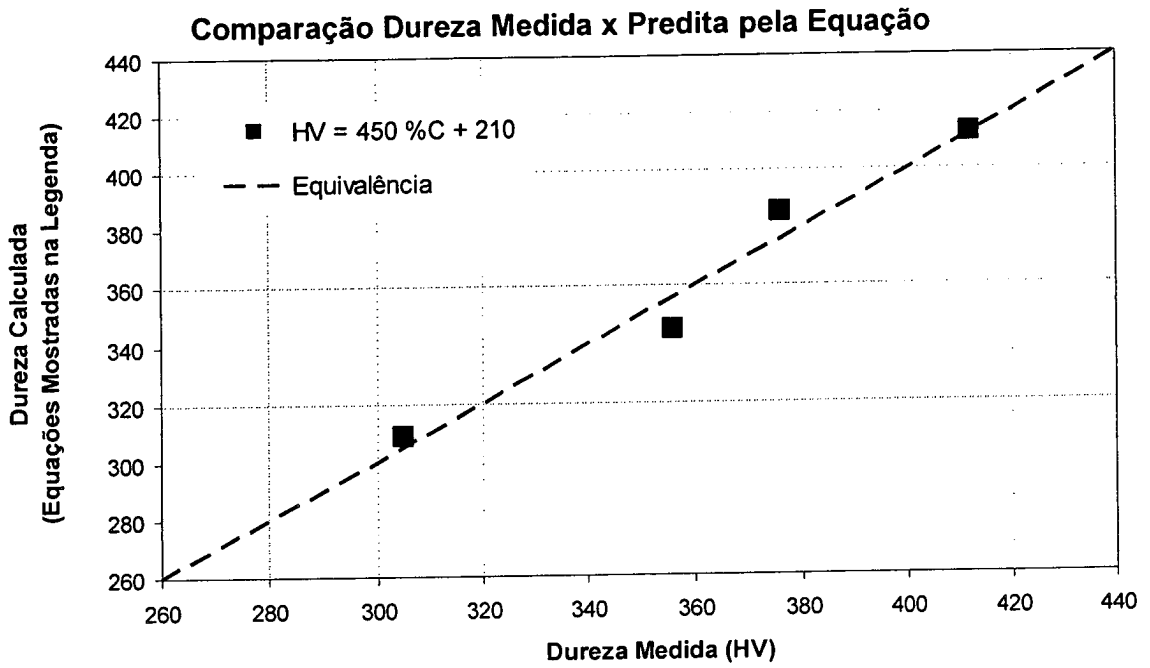
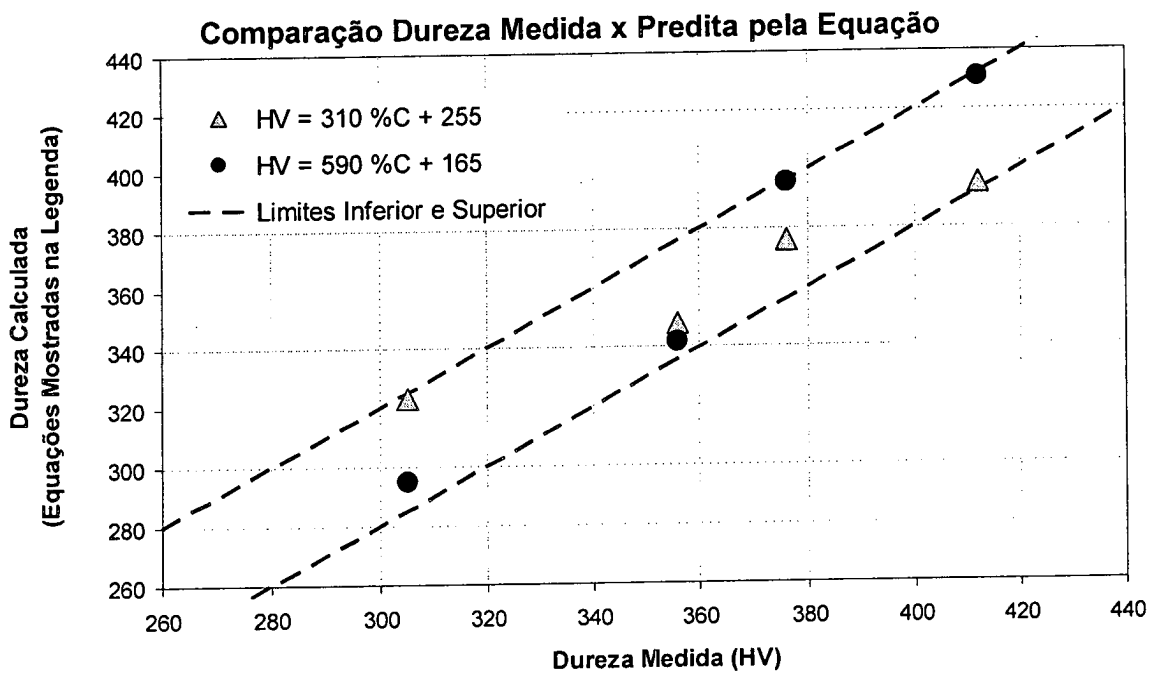


Figura 10:



a)



b)

RESUMO

“AÇO BAINÍTICO PARA MOLDES”, apresentando uma composição de elementos de liga que consistem, em porcentagem em massa, de Carbono entre 0,05 e 1,0; Manganês entre 0,5 e 3,0; Fósforo, Boro, Titânio e Vanádio dados pela relação $NU = [Ti + P + 10 B + (V-0,10)]$, estando os valores de NU entre 0,02 e 0,30, sendo o titânio sempre acima de 0,005, o boro sempre abaixo de 0,010 e o Vanádio podendo ser parcial ou totalmente substituído por Nióbio, numa proporção de duas partes em massa de nióbio para uma parte de Vanádio; Níquel, Molibdênio e Cromo dados pela relação $G = [0,13 Ni + 0,60 Mo + 0,26 Cr]$, estando os valores de G acima de 0,10 e abaixo de 1,0; Enxofre até 0,10; Silício entre 0,05 e 3,0; Nitrogênio abaixo de 0,10; Cálcio em teores até 0,02; Alumínio abaixo de 0,5, Cobalto menor que 2,0, o restante substancialmente de Fe e impurezas inevitáveis ao processo de elaboração; para sua produção a dureza final pode ser obtida por resfriamento ao ar calmo, diretamente após conformação a quente ou por aquecimento prévio em forno, mesmo em blocos de secção até 1000 mm; os valores de dureza, na escala Vickers, são definidos pela equação: $HV = (450 \pm 140) \%C + (210 \pm 45)$, para valores entre 280 e 450 HV (30 a 45 HRC); para aplicações de alta tenacidade, o aço da presente invenção pode, ainda, ser produzido com resfriamento rápido, de temperaturas acima de 900°C, em meios de água ou óleo.