

DESENVOLVIMENTO DO AÇO VLS – AÇO RÁPIDO LIGADO AO NIÓBIO¹

Rafael Agnelli Mesquita²
Celso Antonio Barbosa³

Resumo

Os aços rápidos são principalmente empregados em ferramentas de corte, como brocas, machos e fresas de topo. Sua microestrutura é composta por martensita, com alta dureza e alta resistência ao revenido, e carbonetos nela dispersos. Os principais elementos de liga empregados nos aços rápidos são Mo, W e V. O presente trabalho discute o emprego de Nb em ligas alternativas, com menor teor de Mo, W e V. As ligas estudadas foram produzidas em forno de escala piloto, forjadas e laminadas para obtenção de formas finais em barras. As composições foram focadas para aplicação em serras ou brocas que já aplicam aços rápidos menos ligados. Por isso, os aços DIN 1.3333 e AISI M50 foram tomados como referência. Às composições com adição de Nb, também foram feitas alterações, via adição de Al e Si. Os resultados obtidos foram baseados em análise da resposta ao tratamento térmico e microscopia óptica e eletrônica de varredura. O Nb, assim como o V, forma os carbonetos primários tipo MC, de altíssima dureza e, portanto, importantes para a resistência ao desgaste. Contudo, estes carbonetos possuem menor teor de Mo, W e V em sua composição. Desta forma, aumenta o teor desses elementos em solução sólida após a têmpera, intensificando a precipitação secundária. E, como consequência, a adição de Nb possibilita a redução do teor total de W, Mo e V. O Si também possui um importante efeito no aumento da dureza de pico. Portanto, a combinação dos dois efeitos torna os novos aços interessantes alternativas para ferramentas de corte.

Palavras-chave: Aço rápido; Adição de nióbio; Microestrutura; Resposta ao tratamento térmico; Adição de silício e alumínio.

DEVELOPMENT OF VLS – NIOBIUM ALLOYED HIGH-SPEED STEEL

Abstract

High-speed steels are mainly employed in cutting tools, such as twist drills, taps and milling cutters. These materials have a typical microstructure of high hardness and temper-resistant martensitic matrix, with dispersed carbides. The main alloy elements for these steels are Mo, W and V. The present paper discuss the employment of alternative alloys, Nb alloyed and with lower content of W, Mo and V. The studied alloys were cast in a pilot-scale furnace, and the ingots were forged and rolled to final shape bars. The alloy design was focused to saws and tools which already employ lower alloyed grades, being a reference the DIN 1.3333 steel. In addition, Nb alloyed compositions were also modified with Si and Al additions. The results are based on the heat treating response and microstructural analysis through optical and electronprobe microscopy. Niobium as well as vanadium form MC type carbides, with extremely high hardness and thus important for wear resistance. Nevertheless, an important difference is observed in Nb rich carbides, as they have much lower Mo, W and V content in the composition. Therefore, the solution content of alloy elements after hardening is increased, enhancing the secondary hardening. As a consequence, this enable the reduction in Mo, W, and V contents. Silicon also plays an important role in increasing the peak-hardness. The combination of these two effects thus makes the new materials interesting alternative grades for cutting tools.

Key words: High-speed steels; Niobium alloying; Microstructure; Heat treating response; Silicon and aluminum additions.

¹ Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Engenheiro de Materiais, membro da ABM, Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, Pesquisador da Villares Metals S. A., Sumaré, SP, Brasil, e-mail: rafael.mesquita@villares.com.br.

³ Engenheiro Metalurgista, membro da ABM, Gerente de Tecnologia da Villares Metals S. A., Sumaré - SP, Brasil, e-mail: celso.barbosa@villares.com.br.

1 INTRODUÇÃO

Aços rápidos são empregados em diversos processos de corte de metais, principalmente como brocas, fresas, serras e outras ferramentas de usinagem. Para tais aplicações, possuem como principais propriedades a resistência ao desgaste e a resistência em alta temperatura. A necessidade desta última decorre do aquecimento das regiões de corte durante o trabalho das ferramentas, sendo relativa às propriedades de resistência ao rubro (*red-hadness*) ou resistência ao revenido (*tempering resistance*).⁽¹⁾

Para promover tais propriedades, os aços rápidos possuem microestrutura constituída, após tratamento térmico final, de uma matriz martensítica revenida em alta temperatura com carbonetos não dissolvidos dispersos. A principal função dos carbonetos é proporcionar resistência ao desgaste. A dureza da matriz, também importante para evitar o desgaste da ferramenta, é promovida pela precipitação de carbonetos secundários. Devido ao alto teor de elementos de liga, esses carbonetos secundários possuem alta estabilidade, garantindo a resistência nas temperaturas desenvolvidas nos processos de usinagem.

Os principais elementos de liga dos aços rápidos convencionais são o W, o Mo e o V. Na solidificação, esses elementos foram carbonetos primários ou eutéticos. E, durante o revenimento, precipitam também na forma de carbonetos secundários. O preço das ferroligas teve significativo impacto no custo desses elementos de liga que, mesmo com a redução após a crise do final de 2008, ainda encontra-se acima do patamar anterior a 2002. Desta forma, existe grande motivação para o uso de elementos alternativos.

O presente trabalho discute o uso dos elementos Nb, Al e Si, devido ao seu menor custo em relação às ferroligas convencionais e, também, às interessantes propriedades promovidas nos aços rápidos.⁽²⁻⁵⁾ Os resultados obtidos são discutidos e comparados a informações de literatura, de modo a explicar os efeitos dos elementos de liga empregados. O foco de aplicação dos aços apresentados são lâminas de serra, que empregam aços menos ligados, como o aço DIN 1.3333, mas que necessitam de elevada dureza – acima de 64 HRC. Nessas aplicações, aços convencionais menos ligados, como o aço semi-rápido M50,⁽¹⁾ normalmente não atingem a dureza mínima.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram avaliadas corridas experimentais produzidas em forno de indução a vácuo, sendo a composição química final mostrada na Tabela 1. As ligas estudadas visam substituir aços tradicionais que já possuem menor teor de elementos de liga, sendo a referência neste trabalho o aço N3333A.

Os lingotes experimentais, de aproximadamente 50 kg, foram forjados e laminados para bitolas de \varnothing 34 mm. Para avaliação dos carbonetos eutéticos e primários, analisaram-se amostras brutas de fusão. As barras laminadas foram recozidas em ciclo pleno, a 850°C para as ligas com baixo Al e 980°C para a liga de alto Al. Foi tomada esta diferença devido ao efeito do Al no aumento das temperaturas críticas AC₁ e AC₃. Os tratamentos térmicos foram realizados sob vácuo, sendo empregadas temperaturas de revenimento entre 450°C e 600°C, duplos de duas horas. A austenitização foi variada entre 1.160°C e 1.220°C.

A microestrutura foi também avaliada quantitativamente quanto aos carbonetos primários não dissolvidos. Os resultados foram conduzidos no software Analysis, fabricante SIS. A análise foi feita na direção longitudinal a meio raio da

bitola de 34 mm, após ataque profundo com nital 4% – utilizado para promover maior contraste entre a matriz e os carbonetos. Foram analisados 12 campos, com 1000x de aumento, totalizando uma área de análise de 0,18 mm².

Após análise dos resultados, a liga com maior teor de silício (L1_NbSi) foi produzida industrialmente, com nome comercial de VLS. As bitolas finais comparadas no presente trabalho dependem da aplicação: 1) material destinado a serras, com dimensão laminada a quente de 1,80 x 13,0 mm, seguida de laminação a frio para 0,55 mm x 12,20 mm; 2) material destinado a produção de brocas, partindo de bitola de Ø 6,20 mm. Testes de corte foram conduzidos nas duas aplicações, sendo comparado o novo material ao aço DIN 1.3333 nas aplicações de lâmina de serra e aos aços M50 e M2 nas aplicações de brocas.

Tabela 1: Composição química dos aços estudados e suas identificações. % massa e balanço em Fe.

| Liga | C | Si | Al | Mn | P | Nb | Co | Cr | Mo | V | W | Co |
|------------|------|------|-------|------|-------|------|------|------|------|------|------|------|
| DIN 1.3333 | 1,02 | 0,40 | 0,061 | 0,31 | 0,022 | 0,03 | 0,10 | 4,00 | 2,71 | 2,30 | 2,82 | 0,10 |
| L1_Nb | 0,87 | 0,40 | 0,054 | 0,30 | 0,020 | 1,26 | 0,09 | 3,96 | 1,99 | 0,79 | 1,97 | 0,09 |
| L2_NbSi | 0,86 | 0,95 | 0,059 | 0,30 | 0,021 | 1,20 | 0,10 | 3,97 | 2,02 | 0,80 | 2,00 | 0,10 |
| L3_NbSiAl | 0,86 | 0,96 | 1,060 | 0,30 | 0,020 | 1,24 | 0,10 | 4,00 | 2,04 | 0,81 | 2,04 | 0,10 |

3 RESULTADOS

3.1 Microestrutura Bruta de Fusão

Após solidificação e recozimento, os aços rápidos possuem microestrutura composta de carbonetos eutéticos ou primários, dispostos em uma matriz ferrítica com carbonetos finos (secundários) precipitados. Os carbonetos são resultado da rejeição de carbono e elementos de liga, na frente de solidificação, produzindo elevada concentração local desses elementos e a formação dos primários ou eutéticos. Esses carbonetos dissolvem muito pouco durante os tratamentos térmicos subseqüentes, sendo apenas fragmentados e alinhados pelo processo de conformação – dando origem a morfologia de estriais no produto final. A microestrutura bruta de solidificação dos lingotes experimentais é típica de aços rápidos solidificados convencionalmente, sendo mostrada nas Figuras 1 e 2, juntamente à microanálise dos carbonetos.

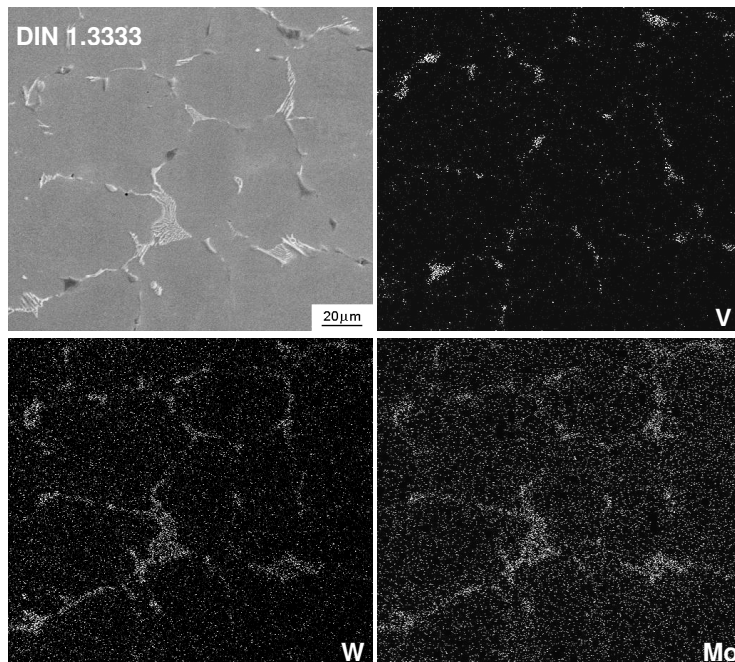


Figura 1: Microestrutura bruta de fusão do aço DIN 1.3333, e mapeamento por WDS dos elementos V, W e Mo.

Em termos morfológicos, é evidente a diferença dos carbonetos nos aços ligados ao Nb e na liga DIN 1.3333. Nos primeiros, predominam eutéticos de carbonetos ricos em Nb, do tipo MC e morfologia conhecida como “escrita chinesa”⁽²⁾. Por outro lado, o aço DIN 1.3333 possui carbonetos eutéticos ricos em Mo, com formatos mais agulhados, conhecido como leque, e carbonetos primários tipo MC (em tonalidade acinzentada na Figura 2).

A segunda diferença importante, observada nas Figuras 1 e 2, relaciona-se à distribuição dos elementos W, Mo e V nos carbonetos. No aço DIN 1.3333, esses elementos estão concentrados nos carbonetos primários e, parte deles, em carbonetos secundários. Assim, durante a austenitização, uma parte desses elementos ficará indisponível para os mecanismos de endurecimento secundário, pois estará “retida” na forma de carbonetos primários. Nos aços ao Nb, por outro lado, os carbonetos formados dissolvem pouco W, Mo e V, sendo ricos apenas em Nb.

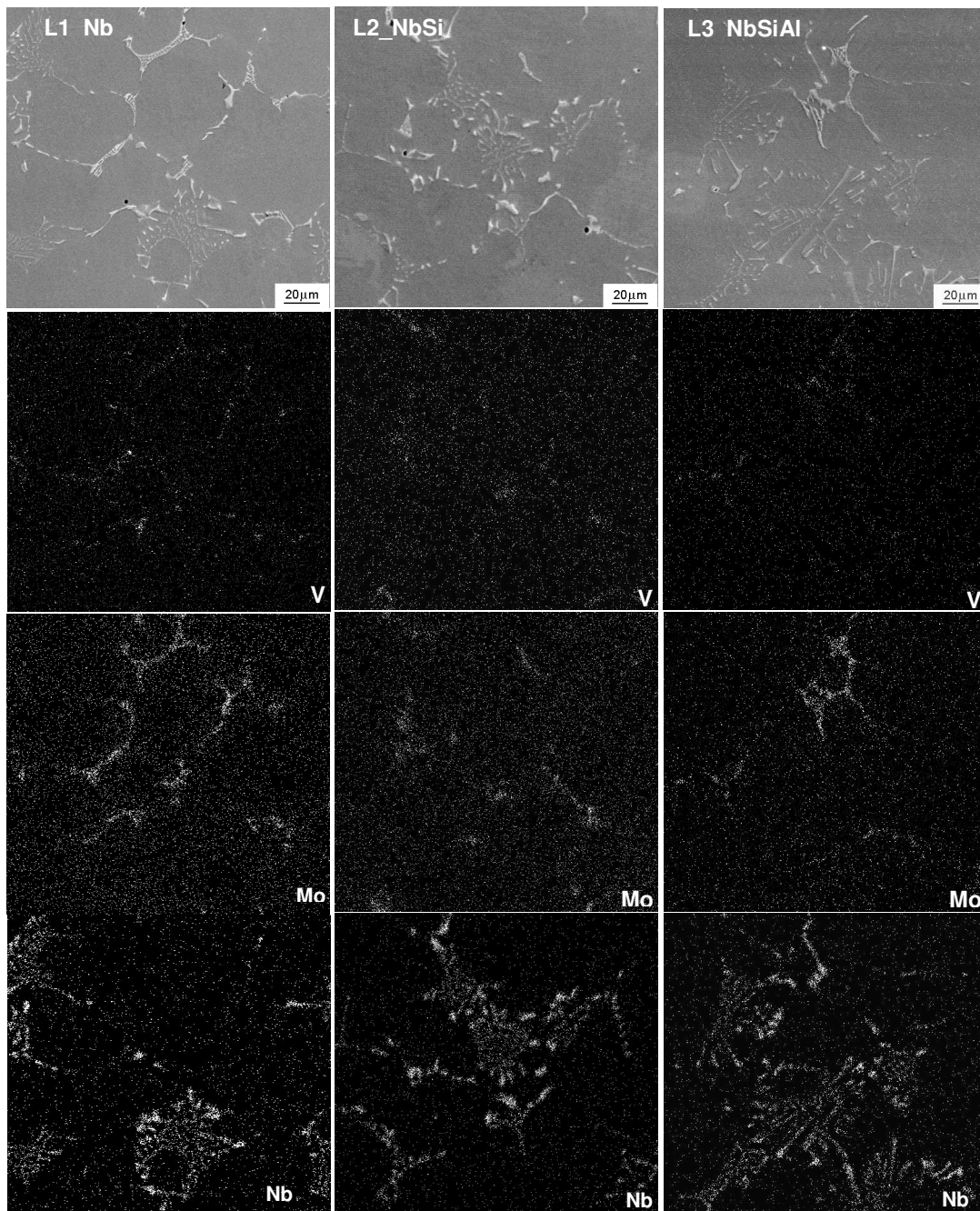


Figura 2: Microestrutura bruta de fusão dos aços rápidos ligados ao Nb, e mapeamento por WDS dos elementos V, Mo e Nb. O mapeamento do elemento W não é mostrado, mas foi feito e coincide com o do Mo.

3.2 Análise Quantitativa dos Carbonetos Não Dissolvidos

Após laminação, a distribuição de tamanho e fração volumétrica dos não dissolvidos foi avaliada por análise computacional de imagens. Observa-se, na Figura 3a, o resultado em termos do número total de carbonetos, mostrando maior quantidade nas faixas finas para os aços ligados ao Nb. Em termos relativos, a Figura 3b apresenta o resultado percentual, indicando que o aço N3333A possui maior concentração de carbonetos nas faixas mais grosseiras. Em termos da fração

volumétrica total, a Tabela 3 apresenta valores que apontam para uma maior fração de carbonetos nos aços ao Nb, e a diminuição desta na liga com Si e, ainda maior, para a liga com Si e Al. Contudo, variabilidade das medidas de fração volumétrica é relativamente elevada, cerca de 20%, sendo difícil traçar comportamentos significativos. Imagens representativas das microestruturas de cada liga são mostradas na Figura 4.

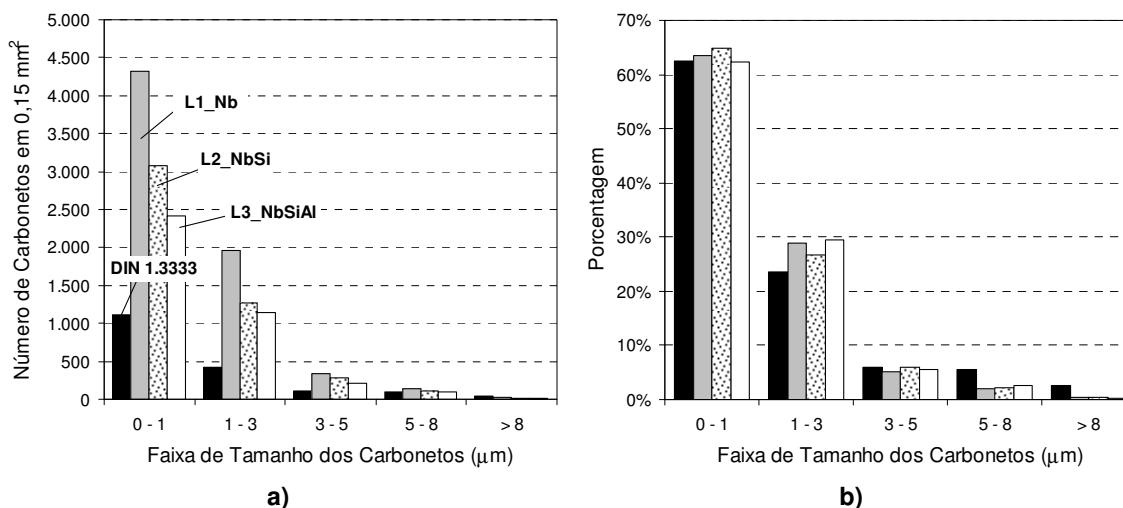


Figura 3: distribuições de tamanho de carbonetos para as ligas DIN 1.3333, L1_Nb, L2_NbSi e L3_NbSiAl; em **a)** em valores absolutos e em **b)** em porcentagem. Resultados obtidos com análise de 12 campos com 1.000 x de aumento, totalizando 0,18 mm² de área analisada em cada liga.

Tabela 3: Fração volumétrica de carbonetos não dissolvidos após austenitização a 1185°C e revenimento duplo a 550°C. Valores para 12 campos, em 1000x de aumento, obtidos por análise de imagens.

| | DIN 1.3333 | L1_Nb | L2_NbSi | L3_NbSiAl |
|---------------|------------|-------|---------|-----------|
| Média (%) | 2,24 | 3,56 | 2,60 | 2,25 |
| Desvio Padrão | 0,72 | 0,49 | 0,62 | 0,48 |

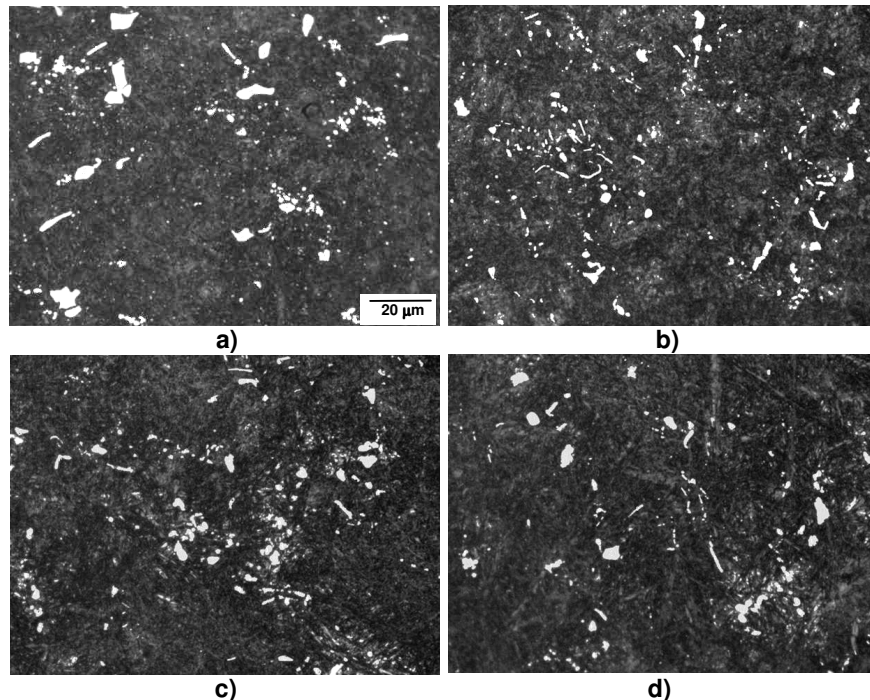


Figura 4: Microestrutura representativa de cada liga, após têmpera com austenitização a 1185°C e revenimento duplo a 550°C: **a)** DIN 1.3333; **b)** L1_Nb; **c)** L2_NbSi; **d)** L3_NbSiAl. Orientação transversal, após ataque profundo com nital 4%, para definir bem a diferença de brilho entre carbonetos não dissolvidos e matriz e proporcionar adequada análise do software.

3.3 Resposta ao Tratamento Térmico

O efeito da modificação dos elementos de liga, que afeta significativamente os carbonetos não dissolvidos, foi avaliado quanto à precipitação secundária pelas curvas de revenimento – Figura 5a. Na Figura 5b, são mostradas apenas a dureza de pico (a 540°C) e a dureza após revenimento a 600°C para cada liga, em função da temperatura de austenitização. O tamanho de grão foi muito próximo para as ligas, em torno de 11 Snyder-Graff, o que é aceitável considerando-se a bitola elevada (33 mm).

Primeiramente, observa-se (Figura 3) que a dureza do aço L1_Nb é inferior à obtida pelo aço convencional – DIN 1.3333. Isto ocorre porque, apesar do Nb promover mais elementos W, Mo e V disponíveis para a precipitação secundária, este efeito não é suficiente para atingir dureza acima de 64 HRC. Contudo, é obtida dureza próxima a 63 HRC. Este valor é similar ao obtido em aços rápidos menos ligados, como o M50 e M51, apesar do menor teor de elementos de liga do aço L1_Nb.

Os elementos Al e, principalmente, o Si tem um efeito muito significativo. As duas ligas de alto Si aumentaram o patamar de dureza em cerca de 1,5 HRC, chegando a dureza equivalente do aço DIN 1.3333. Isto mostra ser este elemento interessante aos aços alternativos. O Al, por outro lado, afeta pouco a dureza de pico, mas tende à promover queda em dureza mais lenta com a temperatura de austenitização, observado pela dureza do revenido a 600°C (Figura 5b). Isto pode ser importante para ferramentas que possuem apreciável aquecimento durante a aplicação – tipicamente aquelas que atingem mais de 600°C nas regiões de corte.

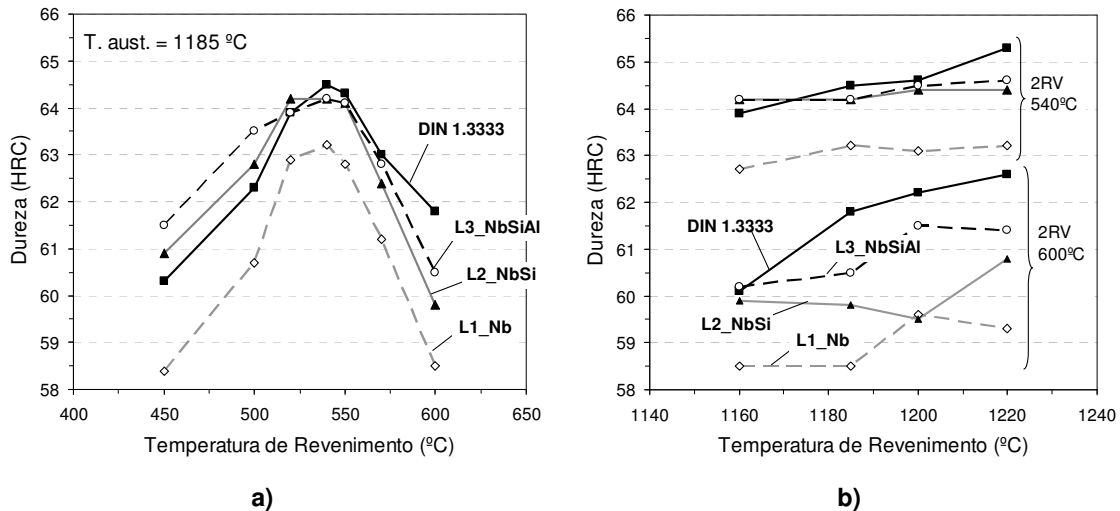


Figura 5: a) curva de revenimento para as 4 ligas estudadas, para a temperatura de austenitização típica – 1185°C, e b) dureza de pico, a 540°C, e após revenimento a 600°C, em função da temperatura de austenitização. A dureza de pico permite avaliar a máxima dureza atingível, enquanto a dureza a 600°C avalia a estabilidade da dureza – resistência ao revenido. Todos dados para revenimento duplo por 2h, precedidos de austenitização por 5 min e têmpera em óleo.

3.4 Aplicação em Campo

De acordo com os resultados acima, as ligas com Si e Si+Al podem ser consideradas as mais interessantes. Porém, a produção de aços de alto alumínio é complexa industrialmente, gerando alta possibilidade de inclusões. Além disso, podem surgir dificuldades em termos de dureza a frio, o que é importante para aplicações como lâminas de serras, relaminadas a frio para a bitola final.

Por esses motivos e pelos adequados resultados das microestruturas e propriedades, a liga proposta com alto teor de Si (L2_NbSi) foi produzida industrialmente (nome comercial VLS) e avaliada em duas aplicações: lâminas de serra e brocas helicoidais; os resultados são apresentados na Tabela 4. Em ambas aplicações, o VLS supera os aços convencionais baixa liga (M50 e ABC III). Além disso, em condições menos críticas de corte, pode substituir até mesmo aço M2. Estes resultados confirmam, portanto, que o projeto de liga foi eficaz.

Tabela 4: Testes comparativos de desempenho do aço VLS (liga L2_NbSi) em serras e brocas helicoidais. O ensaio das lâminas de serra consistiu em 10 cortes por lâmina de um feixe de tiras de aproximadamente aço inoxidável UNSS304, com dimensões de 2,60 x 25,0 mm2, dureza de 180 HV. A velocidade foi constante, de 70 golpes por minuto, e as forças de corte foram pré-calibradas igualmente para todas as lâminas de serra. O ensaio de furação foi realizado com duas condições distintas de corte, nas quais foram variadas a velocidade de corte (Vc), respectivamente vc= 12 e 15 m/min, avanço por rotação de (fz= 0,06 mm); velocidades maiores não foram empregadas porque o objetivo foi simular condições menos críticas de corte. O material furado foi o aço P20 com 37 HRC.

| Lâminas de Serra | ABC III | VLS | Brocas Helicoidais | VLS | M50 | M2 |
|----------------------|---------|------|--------------------------|-----|-----|----|
| Tempo de Corte (min) | 64 | 69 | Nº Furos (Vc = 12 m/min) | 66 | 63 | 66 |
| Taxa de Desgaste* | 9,2 | 12,4 | Nº Furos (Vc = 15 m/min) | 56 | 50 | 65 |

* A taxa de desgaste é caracterizada pela derivada da curva do número de golpes necessários para realização de cada corte em função do tempo. Uma menor taxa de desgaste, significa que a serra realiza um corte com menor número de golpes, o que é sentido pelo usuário como um melhor desempenho.

4 DISCUSSÃO

A análise da microestrutura bruta de fusão traz um importante efeito do Nb: os carbonetos não dissolvidos ricos neste elemento dissolvem pouco os elementos W, Mo e V nos carbonetos primários. Desta forma, o teor desses elementos pode ser reduzido, uma vez que apenas seu efeito no endurecimento secundário é necessário. Nos aços convencionais, como o DIN 1.3333, o W, o Mo e o V devem ser divididos entre a formação de carbonetos primários ou eutéticos e carbonetos secundários, que dissolvem e precipitam no revenimento. Assim, necessitam de maior teor desses elementos.

Em termos da dureza após tratamento térmico, o Si principalmente e o Al também contribuem para o aumento da dureza. Os efeitos desses elementos estão, principalmente, relacionados à cinética de precipitação e coalescimento dos carbonetos secundários. É conhecido, na literatura,⁽⁶⁾ o efeito do Si na estabilidade da cementita, retardando o terceiro estágio de revenimento e promovendo maior dureza em temperaturas acima de 400°C. Tanto que, alguns aços baixa liga, empregam mais alto teor de Si por este motivo.^(Erro! Fonte de referência não encontrada.) Em aços rápidos, o Si tende a promover diversos efeitos, relacionados aos carbonetos não dissolvidos na têmpera e aos carbonetos secundários. Em termos dos carbonetos primários e eutéticos, o efeito do Si⁽³⁾ pode ser resumido em três fatores principais: o aumento da fração volumétrica desses carbonetos, a facilidade que confere à formação do carboneto M_6C em detrimento ao M_2C e o aumento da temperatura de precipitação e o volume dos carbonetos primários tipo MC. Estes efeitos, discutidos em detalhe na referência 6, podem ser interessantes nos casos de aumento da ductilidade a quente, pela redução dos carbonetos M_2C , especialmente em aços de alto Mo e baixo W, que tendem a formar muito este tipo de carbonetos.

Contudo, o aumento do volume de carbonetos não dissolvidos – primários ou eutéticos – traz alguns problemas. Entre estes, o mais importante é a redução do teor de elementos de liga em solução sólida após a têmpera, necessários ao endurecimento secundário. Isto pode causar a perda de resistência ao revenido, proporcionada pela falta de carbonetos secundários dos elementos Mo, W e V. Com efeito, isto é observado nos aços mais ligados,^(Erro! Fonte de referência não encontrada.) especialmente de maior teor de W, pois o efeito do Si no aumento de carbonetos primários é tanto maior quanto maior o teor de W da liga.⁽³⁾ Em aços baixa liga, com W+Mo aproximadamente igual a 6%, o efeito do Si é interessante em promover aumento da dureza secundária, porém menor resistência ao revenido. Isto não é totalmente explicado pela literatura, mas deve estar relacionado à baixa solubilidade do Si nos carbonetos secundários e ao seu efeito em retardar o crescimento da cementita, também devido à baixa solubilidade.

Nos aços discutidos no presente trabalho, o efeito do Si é muito interessante. É observado significativo aumento de dureza de pico do revenido, porém pouca influência do Si na resistência ao revenido. Como mostra a Figura 5b, o aço com Si possui dureza de pico e dureza após revenimento a 600°C sempre maior que o aço de baixo Si. Na Figura 5b, observa-se que a queda em dureza das ligas com alto e baixo Si tende a ser próxima, especialmente nas condições de baixa temperatura de austenitização. Uma possível explicação para este fato seria o efeito do Si nos carbonetos não dissolvidos. Como mostrou a Figura 3, as ligas com Si tendem a formar menos carbonetos primários, que neste caso são principalmente carbonetos ricos em Nb. Isto deve estar relacionado a um efeito do Si nos carbonetos não

dissolvidos tipo MC, ricos em Nb, diferente do ocorrido nas ligas tradicionais, principalmente em relação aos carbonetos M_6C – ricos em W e Mo. Os carbonetos não dissolvidos M_6C aumentam em fração volumétrica com o aumento do Si – gerando redução na dureza após revenimento,⁽³⁾ pela diminuição da precipitação secundária. Por outro lado, os resultados do presente trabalho mostram que os carbonetos de Nb tendem a permanecer constantes, ou até mesmo diminuir, com o aumento do teor de Si. Assim, a perda em dureza secundária, observada principalmente nos aços de alto W, não ocorre nos aços ligados ao Nb e alto Si.

O Al possui um efeito menos significativo que o Si, mas promove certo aumento na resistência ao revenido (Figura 5b). Segundo a literatura, isto está relacionado à sua influência na difusividade dos elementos de liga – fato que controla o coalescimento dos carbonetos e, assim, a perda em dureza. (Erro! Fonte de referência não encontrada.)

Em resumo, os aços apresentados no presente trabalho possuem os dois efeitos, do Nb e do Si, adicionados e sinérgicos. Promovem, conseqüentemente, dureza de revenido equivalente à do aço DIN 1.3333, nas condições normais de austenitização. E, em termos dos carbonetos não dissolvidos, as ligas com Nb tendem a apresentar carbonetos mais finos e em maior número, importantes para as operações de corte. Com efeito, os testes de desempenho em serras ou brocas indicam resultados equivalentes ou mesmo superiores do aço VLS em relação do aço DIN 1.3333 e AISI M50.

5 CONCLUSÕES

- Os aços ligados ao Nb formam, principalmente, carbonetos eutéticos ricos neste elemento, que dissolvem pouco os elementos W, Mo e V. Assim, uma maior quantidade desses elementos fica disponível para o endurecimento secundário, permitindo o uso de menor teor total de elementos de liga.
- A adição de 1% de Si causa, também, efeitos interessantes nos aços discutidos no presente trabalho. O menor teor de W e Mo desses aços e o efeito do Nb faz com que sejam obtidos maiores valores de dureza de pico secundário, sem perda de resistência ao revenido – normalmente observada em aços não ligados ao Nb e com maior teor de W.
- O Al possui um efeito menor que o Si, em termos da dureza de pico, mas aumenta a resistência à perda em dureza (resistência ao revenido) dos aços ligados ao Nb discutidos no presente trabalho.
- A combinação do efeito dos elementos Nb e Si proporciona significativo aumento na dureza do pico secundário, de modo que os aços discutidos atingem durezas equivalentes aos aços tradicionais, de teor de elementos de liga muito mais elevado. Isto, associado aos carbonetos não dissolvidos mais refinados dos aços com Nb, torna esses materiais interessantes para ferramentas de corte, em que menor teor de elementos de liga é necessário.

REFERÊNCIAS

- 1 ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. **Tool Steels**. 5. ed. Materials Park, Ohio: ASM International, 1998. p. 1-123 e p. 219-250.
- 2 T. CARNEIRO, C. A. BARBOSA. *Development of Lean Speed Steel with the Addition of Niobium, Cobalt, Aluminium and Silicon*. Proceedings – First International High Speed Steel Conference – Loeben, 26th to 28th March 1990, pp 160-167, ed. Klampfer GmbH.

- 3 PAN, F.; HIROHASHI, M.; LU, Y.; DING, P.; TANG, A.; EDMONDS, D. V. *Carbides in High-Speed Steels Containing Silicon*, **Metallurgical Transactions**, v. 35A, n.9, p. 2757-2766, Sept. 2004.
- 4 PAN, F.; DING, P.; ZHOU, S.; KANG, M. EDMONDS, D. V. *Effects of Silicon Additions on the Mechanical Properties and Microstructure of High Speed Steels*. **Acta Materialia**, v. 45, n. 11, p. 4703-4712 – 1997.
- 5 LI, Y. J.; Jiang, Q. C.; Zhao, Y. G.; He, Z. M. *Behaviour of Aluminum in M2 Steel*. **Acta Metallurgica**, v. 37, n. 2, p. 173-177, 1997.
- 6 OWEN, W. S.; *The Effect of Silicon on the Kinetics of Tempering*, **Transactions of the ASM Society**, vol. 45, p. 812-829, 1954.
- 7 ALTSTETTER, C. J.; COHEN, M.; AVERBACH, B. L. *Effect of Silicon on the Tempering of AISI 43XX Steels*, *Transactions of the ASM*, vol. 55, p. 287-300, 1962.