

PRINCIPAIS PARÂMETROS METALÚRGICOS E SUAS INFLUÊNCIAS NA QUALIDADE E DESEMPENHO DO AÇO PARA TRABALHO A FRIO AISI D2⁽¹⁾

- Artigo de Revisão -

Adriano Mendanha²
Adonias Ribeiro Franco Júnior³
Hélio Goldenstein⁴
André Paulo Tschiptschin⁴
Carlos Eduardo Pinedo⁵

Resumo

O mercado brasileiro encontra-se em franca expansão, principalmente pela forte atividade da indústria metal-mecânica, em vista do crescimento do mercado automotivo. Neste contexto, a construção de estruturas e componentes tem exigido a fabricação de ferramentais para todas as aplicações e, em particular, as de corte e conformação a frio. Para este segmento, propriedades de resistência mecânica às elevadas forças de trabalho e resistência à fratura são fundamentais. Conjuntamente, o movimento dos dois corpos, com ou sem lubrificação, geram um complexo sistema tribológico requisitando uma especial atenção aos fenômenos de desgaste. Frente a estas considerações, a seleção do material é de fundamental importância para garantir a qualidade da ferramenta e uma resposta adequada aos tratamentos térmicos e superficiais necessários para a obtenção das propriedades requeridas para a otimização da vida em serviço. Este trabalho faz uma revisão detalhada das principais variáveis envolvidas da seleção da matéria prima como garantia à qualidade intrínseca do material e aos tratamentos subseqüentes. As principais variáveis de tratamento térmico são abordadas relacionando as diferentes possibilidades de ciclos com as propriedades finais. O crescente uso de tratamentos superficiais de difusão e revestimento faz necessária uma breve abordagem sobre as atuais possibilidades, dando ênfase às superfícies dúplex. É importante mencionar que esta revisão utiliza os principais resultados de trabalhos de pesquisa acadêmica de Iniciação Científica, Mestrado e Doutorado, ligados aos principais órgãos de fomento como CNPq e FAPESP, sempre elaborados com forte visão de aplicação tecnológica.

Palavras-Chave: Aços ferramenta para trabalho a frio, tratamento térmico, nitretação sob plasma, revestimento.

¹ 6º Seminário da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes – ABM, – 2008, São Paulo/SP.

² Engenheiro Mecânico e Mestre em Engenharia Metalúrgica.

³ Doutor. CEFET, Centro Federal de Educação Tecnológica do Espírito Santo.

⁴ Doutor. Professor Titular do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP.

⁵ Doutor. Diretor Técnico da Heat Tech Tecnologia em Tratamento Térmico e Engenharia de Superfície Ltda.

1. Introdução

O aço ferramenta para trabalho a frio tipo AISI D2 é amplamente utilizado em ferramentais para corte e conformação de metais por possuir uma excelente combinação entre resistência mecânica (dureza elevada) e resistência ao desgaste. Entretanto, a tenacidade deste aço é fortemente dependente da distribuição dos carbonetos eutéticos tipo M_7C_3 . Esta dependência é de particular importância à medida que a dimensão do material de partida deve ser adequada à dimensão final da ferramenta, principalmente quando a matéria prima é proveniente de material cortado em distribuidores.

Fornecido no estado recozido, com dureza máxima de 255 HB o aço AISI D2 tem composição química básica: Fe-1,55%C-12,0%Cr, com adições dos elementos de liga Mo e V da ordem de 1,0% para melhorar a resposta ao tratamento térmico. Sua solidificação é um aspecto muito importante pois se inicia pela formação da austenita (γ), com o líquido sofrendo uma reação eutética para: $\gamma + M_7C_3$. Os carbonetos eutéticos são os principais responsáveis pela elevada resistência ao desgaste deste aço e também o caracteriza com um aço “ledeburítico”.

Com o trabalho mecânico a quente dos lingotes, a estrutura de carbonetos eutéticos é quebrada, sendo a intensidade desta quebra proporcional ao grau de deformação. Com isto, quanto maior o grau de deformação maior será a intensidade de quebra da rede e, portanto, menor será o tamanho final dos carbonetos e melhor será a sua distribuição. Esta redistribuição de carbonetos é responsável pela forte anisotropia de propriedades entre as direções longitudinal e transversal.

Os ciclos de tratamentos térmicos utilizados na têmpera e revenimento também afetam sensivelmente a resistência à fratura do aço D2. Modificações na temperatura de austenitização para a têmpera e nas condições de revenimento devem ser observadas para manter a melhor combinação entre; dureza, resistência ao desgaste e resistência à fratura.

Finalmente, os tratamentos superficiais têm desempenhado um papel de importância crescente nas ferramentas de trabalho a frio. Superfícies projetadas para máximo desempenho em desgaste utilizam processos de tratamentos superficiais como; nitretação sob plasma, revestimento PVD ou uma combinação de ambos em tratamentos dúplex.

O objetivo deste trabalho é fornecer uma revisão dos principais fundamentos envolvidos na metalurgia do aço ferramenta para trabalho a frio Tipo AISI D2, ou DIN W.Nr. 1.2379, com a finalidade de esclarecer a real importância da seleção da matéria prima, do tratamento térmico e superficial, sempre mostrando um paralelo entre microestrutura e propriedade.

2. Processamento do Material

2.1. Composição Química

A composição química típica do aço AISI D2 é apresentada na Tabela I. Dentre os elementos relacionados alguns possuem um papel fundamental na microestrutura, propriedades e desempenho do ferramental. Um elemento químico influencia; a seqüência de solidificação, o endurecimento na têmpera, as reações no revenimento e a resposta a nitretação.

Tabela I – Composição química típica do aço tipo AISI D2 (% em massa) ^[1].

C	Mn	Si	Cr	Mo	V	P	S
1,40 - 1,60	0,60 máx.	0,60 máx.	11,00 - 13,00	0,70 - 1,20	1,10 máx	0,035 máx	0,030 máx

A saber, podemos listar as principais ações dos elementos presentes na composição acima como sendo:

- Carbono (C): responsável pela formação do eutético na solidificação, pelo endurecimento da martensita na têmpera e pela precipitação de carbonetos no endurecimento secundário durante o revenimento.
- Cromo (Cr): responsável pela formação do eutético na solidificação, pela temperabilidade e pela precipitação de carbonetos no endurecimento secundário durante o revenimento.
- Molibdênio (Mo) e Vanádio (V): responsáveis pela precipitação de carbonetos no endurecimento secundário durante o revenimento.
- Fósforo (P): elemento cujo teor deve ser controlado abaixo de 0,03% para evitar a fragilização do aço.
- Enxofre (S): Não desempenha papel importante na fabricação ou desempenho da ferramenta.

É importante salientar que a responsabilidade pela composição química do material é da Usina Siderúrgica que o produz.

2.2 Microestrutura de Solidificação

A solidificação do aço AISI D2 pode ser descrita qualitativamente pelo uso de uma seção do diagrama ternário Fe-C-Cr para o teor fixo de 13% em massa de cromo. A Figura 1 apresenta este diagrama ^[2]. A principal etapa da solidificação é a reação eutética que ocorre no líquido interdendrítico promovendo a formação do carboneto de cromo tipo Cr_7C_3 , pela reação $L \Rightarrow \gamma + Cr_7C_3$. Os carbonetos eutéticos são grosseiros em tamanho, altamente anisotrópicos e formam uma rede interconectada após a solidificação, em células. Estas características morfológicas são determinantes no posterior processamento do aço e no desempenho do ferramental, influenciando ainda, a resposta ao tratamento térmico, principalmente com relação á distorção.

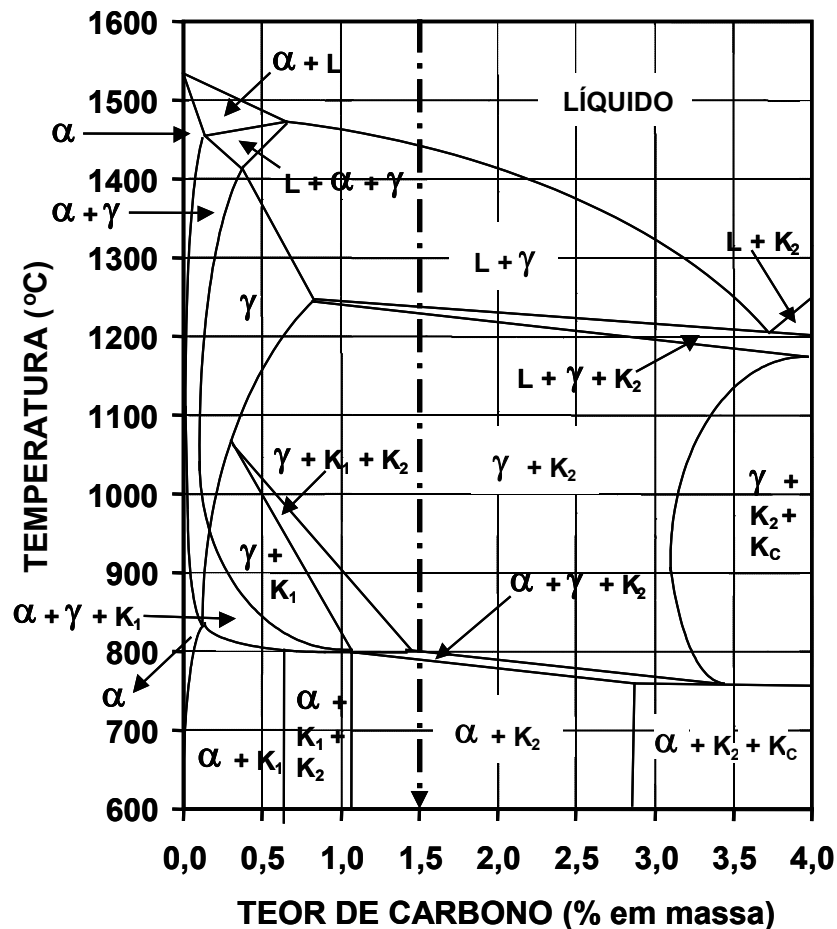


Figura 1 – Seção do diagrama ternário Fe-C-Cr para um teor de 13% de cromo [2].

Continuando a solidificação, o aço já sólido, passa por um campo de austenita e carboneto Cr_7C_3 , campo este que é utilizado na austenitização para a têmpera, e termina a solidificação como ferrita e carboneto Cr_7C_3 . É importante salientar que durante o resfriamento novos carbonetos são precipitados na austenita e na ferrita, decorrente da diminuição o limite de solubilidade de carbono, sendo estes os carbonetos secundários. Os carbonetos eutéticos são altamente estáveis e dissolvem muito pouco na austenitização para a têmpera, ao contrario dos carbonetos secundários.

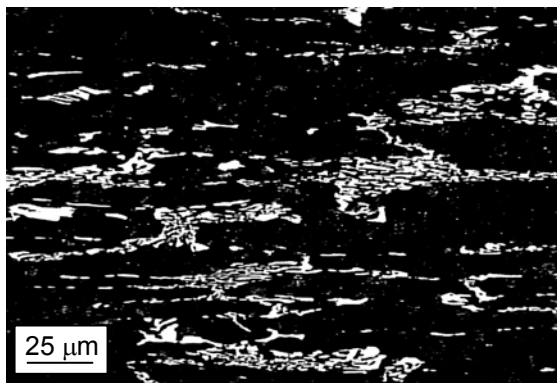
2.3 Características de Deformação a Quente

Como mencionado anteriormente, ao final da solidificação a característica principal da microestrutura do aço é a presença de uma rede eutética, constituída de carbonetos Cr_7C_3 de grandes dimensões e anisotropia, com distribuição celular. Esta rede eutética tem papel determinante na resistência á fratura do aço e deve, na medida do possível, ser quebrada nas operações de deformação do lingote por forjamento e/ou laminação [3]. O grau de redução mínimo varia entre as usinas siderúrgicas, mas de forma geral assume-se que um mínimo de 4 vezes de redução seja necessário para o condicionamento da estrutura eutética. Este condicionamento se traduz pela quebra dos carbonetos em partículas menores e mais uniformes e na quebra da estrutura celular, ou em rede, para a formação de uma estrutura na forma de bandas de carbonetos, ou estrias de carbonetos alinhados.

A obtenção da estrutura de carbonetos ótima com relação ao tamanho, forma e distribuição, é restrita pelo tamanho do produto final. Bitolas finas obtidas por laminação possuem em geral uma estrutura bastante homogênea. Entretanto, em bitolas forjadas de grandes dimensões a estrutura eutética não pode ser quebrada com eficiência. A restrição principal neste caso é o tamanho de partida do lingote. A estrutura de carbonetos dos produtos forjados e laminados depende da capacitação de cada usina siderúrgica com relação à capacidade de suas prensas e de seu trem de laminação.

Na Figura 2 são mostradas microestruturas do aço AISI D2 em diferentes bitolas ^[4]. Fica claro nestas micrografias, que na bitola redonda de 210 mm, Figura 2(a), o grau de redução a quente não é suficiente para quebrar com eficiência a estrutura eutética, sendo observados os carbonetos ainda com forma muito próxima da eutética e a presença das células. Uma bitola laminada com diâmetro de 70 mm, Figura 2(b), já possui uma quebra eficiente dos carbonetos eutéticos, mesmo que mantendo uma cesta aglomeração, e a distribuição celular já não é mais notada. Em bitolas laminadas muito finas, por exemplo com diâmetro de 25 mm, Figura 2(c), o grau de redução é mais do que suficiente para quebrar os carbonetos eutéticos e eliminar completamente a distribuição em redes, é possível observar os carbonetos mais finos e homogeneamente distribuídos nas direções longitudinal e transversal.

Longitudinal



Transversal

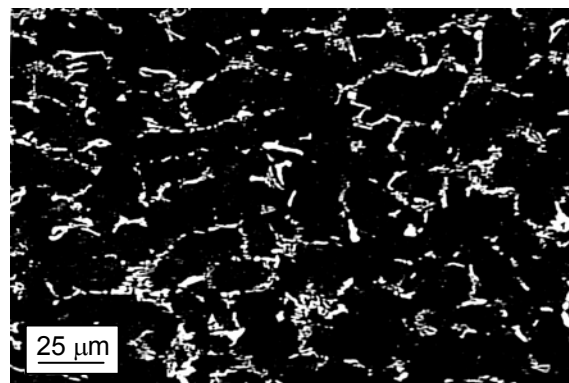
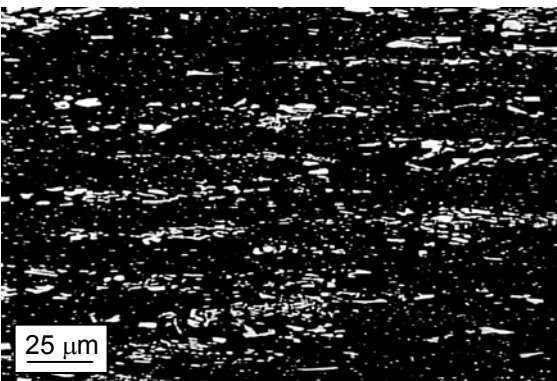


Figura 2(a) – Microestrutura no estado recozido. Ø210 mm. Nital 10%.

Longitudinal



Transversal

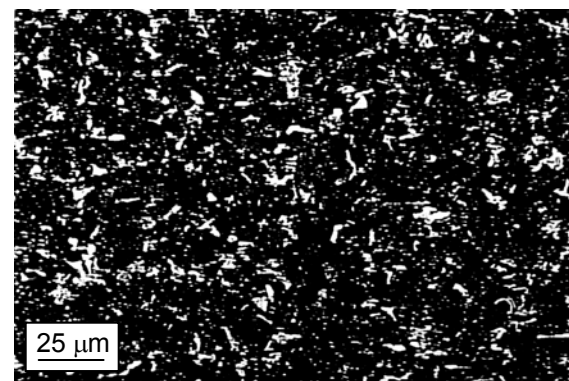
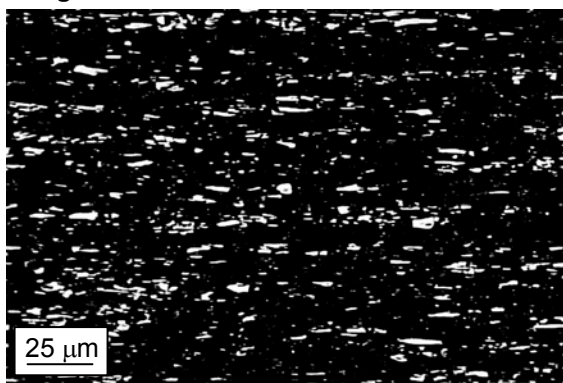


Figura 2(b) – Microestrutura no estado recozido. Ø 70 mm. Nital 10%.

Longitudinal



Transversal

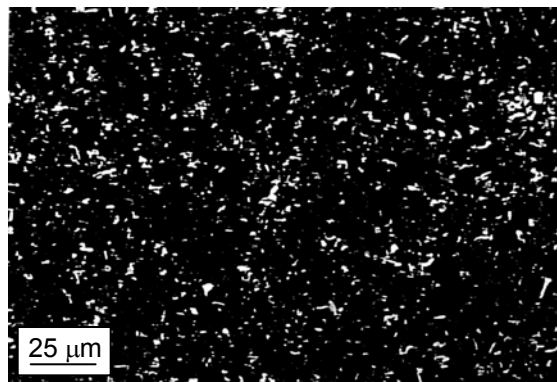


Figura 2(c) – Microestrutura no estado recozido. \varnothing 25,4 mm. Nital 10%.

Finalmente é importante considerar que quanto melhor a forma, tamanho e distribuição dos carbonetos no aço AISI D2 melhor será a resposta ao tratamento térmico, principalmente com relação à deformação e resistência à fratura do aço, como será abordado posteriormente.

2.4 Material Procedente de Corte e Recorte

É prática comum à fabricação de blocos forjados de grandes dimensões para a retirada de peças menores por operação de “corte e recorte”. Em muitas situações materiais desta procedência podem não apresentar problemas na fabricação, tratamento térmico e vida da ferramenta, mas existem condições em que a obtenção desta matéria prima pode trazer problemas.

Blocos de grandes dimensões possuem em geral uma microestrutura recozida com baixa taxa de deformação, portanto, com uma estrutura de carbonetos parecida com a apresentada na barra redonda de 210 mm, Figura 2(a). Ainda, pela baixa deformação, a microestrutura ao longo da seção transversal do bloco é heterogênea, predominantemente celular. Por condições da solidificação e limitações na deformação, o núcleo dos blocos tende a ser mais segregado e com menor grau de redução, resultando em uma distribuição, forma e tamanho de carbonetos eutéticos mais desfavorável do que na superfície dos mesmos, a qualidade, e propriedades, metalúrgica entre superfície e núcleo de blocos tende a ser sensivelmente diferente. A Figura 3 ilustra esquematicamente como a variação ocorre em um bloco.

Nestes termos, a fabricação de ferramentas de pequenas dimensões a partir de blocos pode ocasionar em sérios problemas na etapa de tratamento térmico, superficial e no desempenho da ferramenta em serviço. Por exemplo, uma peça de 25 x 150 x 300 mm pode ser retirada de diferentes posições de um bloco, como ilustrado na Figura 4. Nestas condições não se garante duas características microestruturais fundamentais para a resposta ao tratamento térmico e desempenho em serviço: (i) estrutura de carbonetos fina e homogênea e (ii) carbonetos alinhados corretamente na direção longitudinal da peça. Como ocorreria se a matéria prima original fosse uma barra forjada ou laminada de dimensões próximas a final.

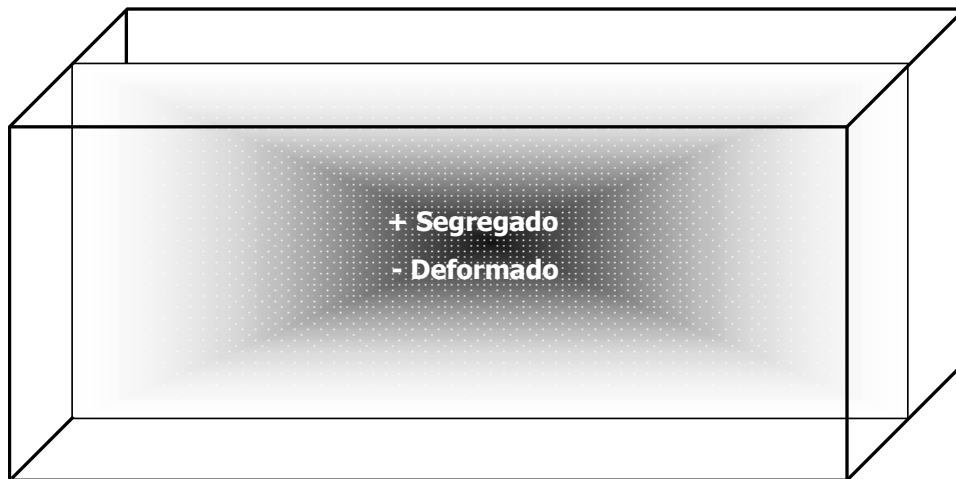


Figura 3 – Ilustração da distribuição da segregação e da deformação em um bloco forjado de grandes dimensões em aço AISI D2.

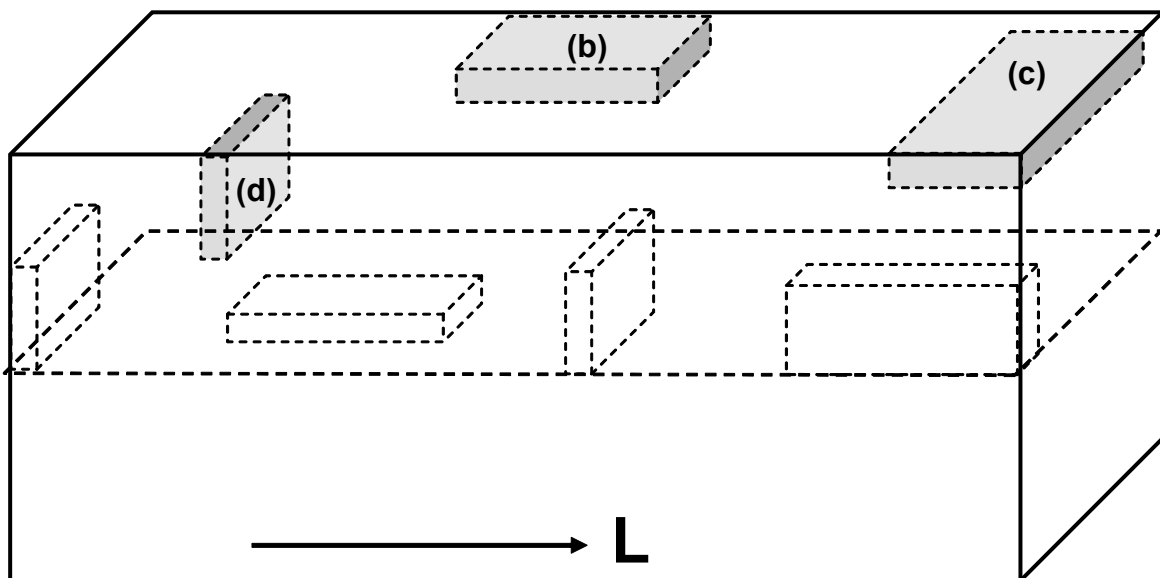


Figura 4 – Algumas possibilidades de corte de uma placa fina de aço AISI D2 a partir de um bloco forjado de grandes dimensões.

Diferentes condições microestruturais podem ser obtidas no corte e recorte, como as identificadas na Figura 4. Na Figura 5(a) observa-se a microestrutura correta esperada para uma peça com seção transversal de 25 mm. Comparando com a Figura 5(b) verifica-se que os carbonetos são mais grosseiros, na morfologia eutético e formando células, com alinhamento coincidente com a direção longitudinal da peça. Comparando com a Figura 5(c) e (d) verifica-se que os carbonetos são mais grosseiros, na morfologia eutético e formando células, com o agravante do alinhamento não coincidir com a direção longitudinal da peça.

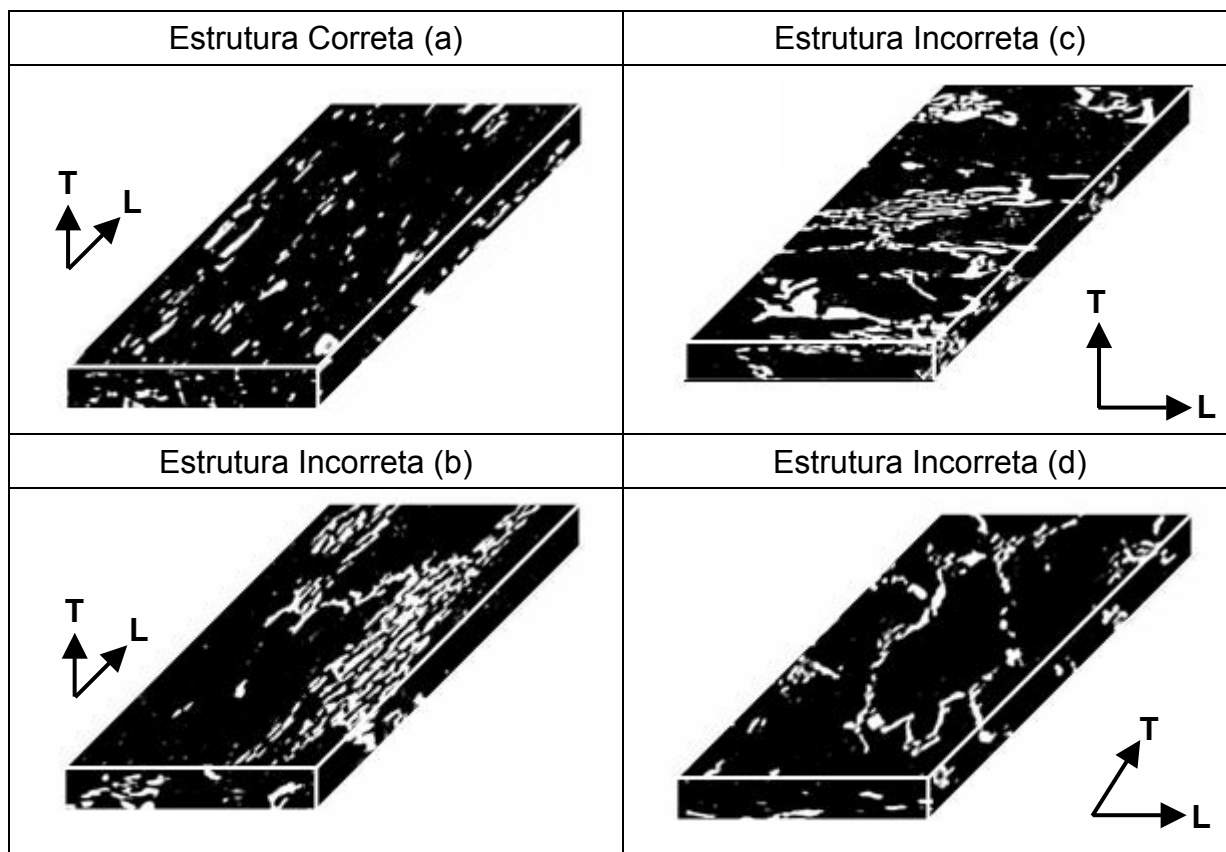


Figura 5 – Ilustração das possibilidades de variação microestrutural para placas de aço AISI D2 cortadas a partir de blocos de grandes dimensões.

Os efeitos ilustrados na Figura 5 são agravados se considerarmos que as peças podem ser retiradas do plano da superfície do bloco ou do plano do núcleo do bloco, ver Figura 4. A mesma placa, cortadas na mesma direção, retiradas uma na superfície e uma no interior do bloco terão: estruturas de carbonetos diferentes, mais grosseira e celular na do núcleo e comportamentos sempre inferiores para as placas retirada do núcleo. Finalmente, as placas podem ser retiradas de qualquer outro plano, agravando o problema, principalmente quando retalhos de corte não podem manter a identificação da longitudinal original do bloco. Portanto, é possível que diversas placas iguais, de um único cliente, cortadas ao acaso em um mesmo bloco tenham comportamentos diferentes.

Os principais problemas associados a este procedimento, comparados com uma placa retirada de um forjado nas dimensões próximas são:

- Dureza heterogênea: acarretando perda da ferramenta ou desempenho sem controle.
- Variação anormal de dimensão e forma: necessitando de re-trabalho excessivo por retífica, podendo levar a perda da ferramenta.
- Baixa resistência à fratura: ocasionando falhas prematuras por trincas localizadas e/ou trincas catastróficas.

A Figura 6 mostra a resistência à fratura medida por ensaio de impacto em corpos de prova sem entalhe, $7 \times 10 \times 55 \text{mm}^3$, em amostras retiradas de barras com diferentes diâmetros e, portanto, com diferentes graus de deformação a quente.

Antes do ensaio os corpos de prova foram temperados e revenidos para uma dureza entre 58-50 HRC [4,5]. As microestruturas originais correspondentes a estas barras são mostradas na Figura 2.

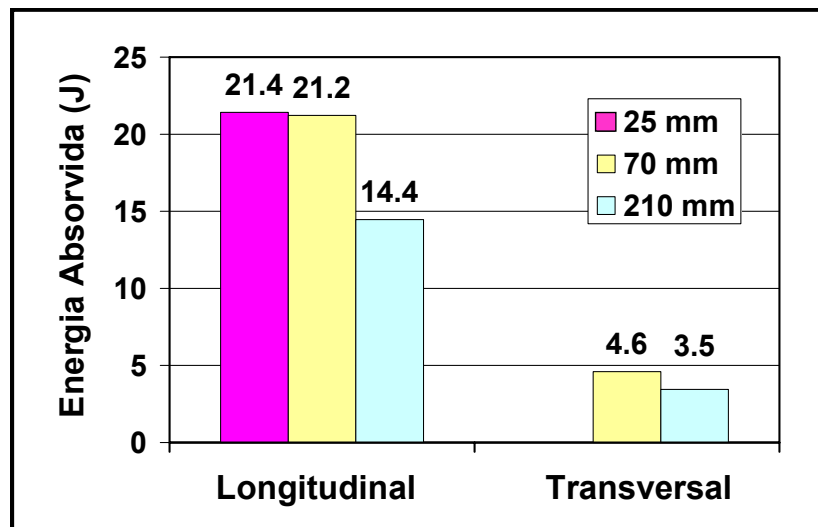


Figura 6 – Variação da energia absorvida na fratura de corpos de prova sem entalhe retirados de barras redondas.

Claramente, a resistência à fratura é sempre superior na direção longitudinal, sendo quatro vezes inferior na direção transversal. Ainda, é superior para distribuição de carbonetos em bandas, \varnothing 25 e 70 mm, comparada com a celular, \varnothing 210 mm. Estes resultados mostram que ferramentas de dimensões diferentes fabricadas em aço AISI D2 podem ter comportamento significativamente diferente, mesmo tratadas para a mesma dureza. Placas retiradas por corte e recorte com microestrutura transversal posicionada na direção longitudinal da ferramenta terá resistência à fratura inferior a necessária, Figura 5 (d).

Não menos importante estes resultados exemplificam que uma placa obtida de um forjado na dimensão próxima de sua seção transversal, por exemplo 25 mm, tem resistência à fratura muito superiores a da mesma uma placa retirada por corte e recorte de um bloco forjado de grandes dimensões. Nestes ensaios, a variável tratamento térmico é isolada visto que os corpos de prova foram tratado, a vácuo com resfriamento em óleo.

2.5 Tratamento Térmico

Diferentes processos de tratamento térmico são utilizados na prática industrial, mas podem ser aplicados aos aços AISI D2 indiscriminadamente. A seleção dos processos não deve ser baseada apenas na resposta metalúrgica do aço, principalmente na questão temperabilidade, ou facilidade de endurecimento. Questões como integridade superficial e sensibilidade à distorção são de fundamental importância na seleção do processo de tratamento térmico.

Historicamente, dois processos têm sido utilizados; banhos de sais e a vácuo. Atualmente, o tratamento térmico a vácuo vem ocupando um espaço crescente pelas vantagens associadas à melhor integridade superficial, maior controle do processo, em geral automatizados/informatizados, e à menor distorção das ferramentas.

A despeito das características de processo, variáveis fundamentais relacionadas à têmpera e ao revenimento afetam as propriedades metalúrgicas finais do aço AISI D2, principalmente no que se refere ao endurecimento, teor de austenita retida e resistência à fratura. As principais variáveis consideradas são; temperatura de austenitização e temperatura de revenimento. Utilizando simulação matemática pela análise do equilíbrio termodinâmico do sistema Fe-C-Cr-Mo-V correspondente à composição química do aço AISI D2, realizada por uso do programa “ThermoCalc version N on WinNT” [6], é possível acompanhar a variação da composição química da matriz em função da temperatura de austenitização. A Figura 7 mostra como ocorre a dissolução dos carbonetos eutéticos e secundários com a elevação da temperatura de austenitização. A dissolução dos carbonetos de cromo, molibdênio e vanádio são fundamentais para:

- Endurecimento da martensita na têmpera, principalmente a dissolução dos carbonetos tipo se cromo M_7C_3 .
- Teor de austenita retida após a têmpera.
- Potencial de endurecimento secundário no revenimento pela dissolução dos carbonetos de cromo (Cr), molibdênio (Mo) e vanádio (V).

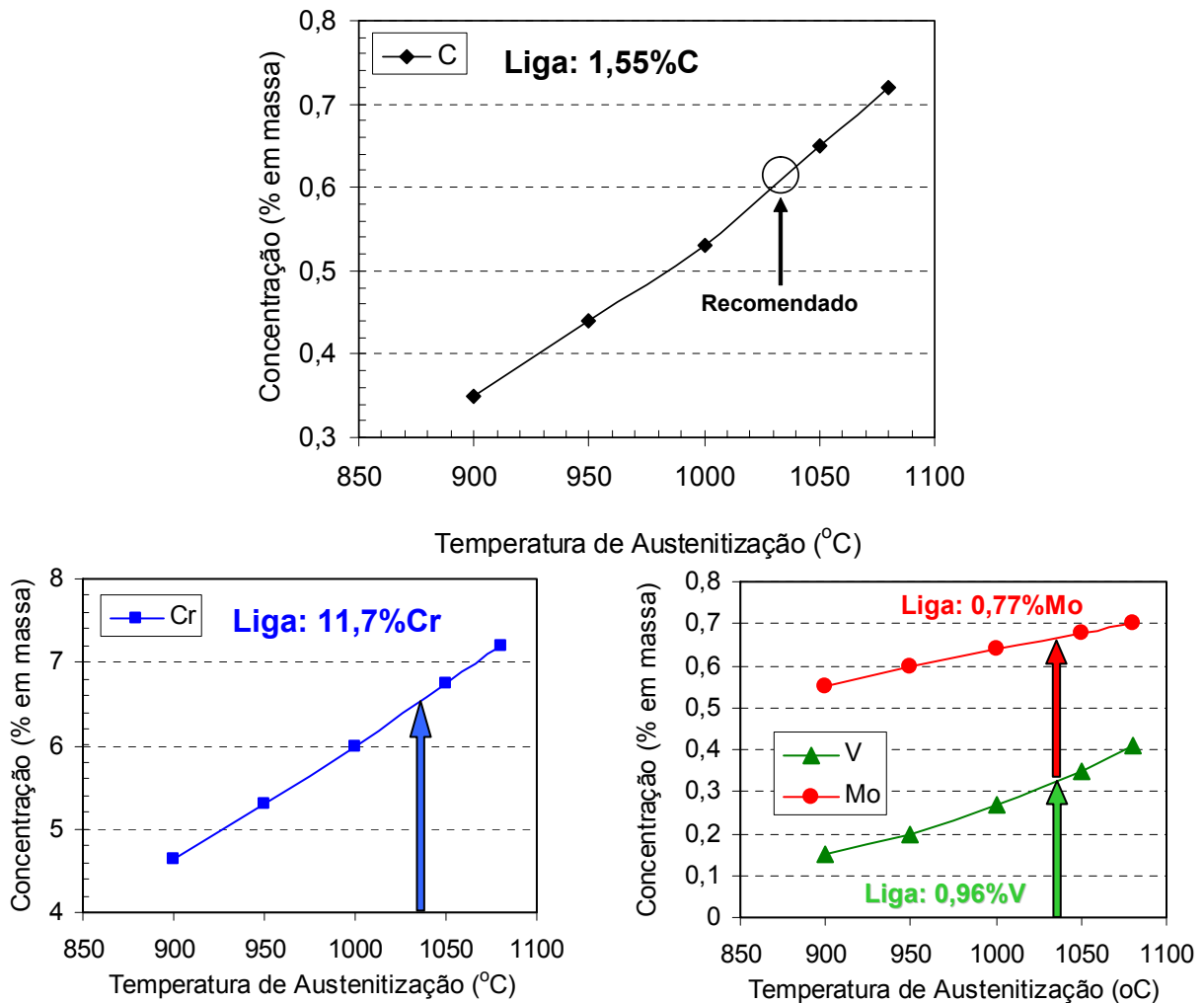


Figura 7 – Dissolução de carbono e elementos de liga na austenitização [4].

Na Figura 7 é importante notar que o teor de carbono dissolvido na matriz aumenta sensivelmente com a elevação na temperatura de austenitização. Este aumento é causado pela dissolução dos carbonetos que também elevam o teor de Cr, Mo e V na matriz. O carbono é fundamental para promover o endurecimento da martensita, mas por outro, modifica a temperatura de início de transformação martensítica (Ms). A Tabela II mostra os valores calculados de Ms utilizando a equação de Andrews [7]. Verifica-se que o aumento do teor de carbono dissolvido na austenita diminui a temperatura Ms e com isso deve elevar o teor de austenita não transformada no resfriamento da têmpera, com o uso de temperaturas de austenitização crescentes. Esta austenita não transformada em martensita é denominada “Austenita Retida” (AR).

Tabela II – Variação da temperatura de início de transformação martensítica (Ms) com o teor de carbono dissolvido na matriz do aço AISI D2 [4].

% massa	Temperatura de Austenitização (°C)				
	900	950	1000	1050	1080
C	0,35	0,44	0,53	0,65	0,72
Ms (°C)	331	284	237	177	142

Portanto, a temperatura de austenitização deve ser selecionada de modo a melhor combinar estes dois efeitos. Esta combinação é responsável pelo controle da distorção e, principalmente, da resistência à fratura do aço. O aumento no teor de Mo e V dissolvidos na matriz é fundamental para se obter um endurecimento secundário eficiente no revenimento [8]. A elevação do teor de Cr na matriz tem como efeito mais importante aumentar a temperabilidade, mas também participa do endurecimento secundário [9].

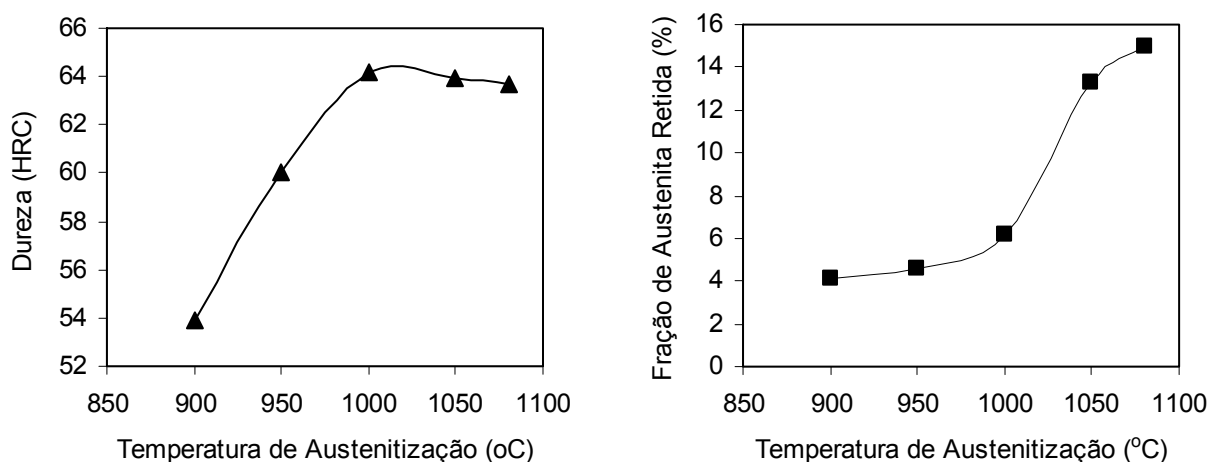


Figura 8 – Variação da dureza e do teor de austenita retida no aço D2, em diferentes temperaturas de austenitização [4].

A Figura 8 mostra a variação da dureza e do teor de austenita retida obtidos após a têmpera em óleo de corpos de prova austenitizados a vácuo por 30 minutos. Verifica-se que a dureza aumenta até a temperatura de 1000°C e depois sofre leve

queda. O aumento na dureza é decorrente do maior teor de carbono dissolvido na matriz e o aumento no teor de austenita retida (AR) é consequência da diminuição da temperatura Ms. O aumento de dureza até 1000°C esta ligado a um pequeno aumento no teor de AR. A partir de 1000°C o teor de austenita retida aumenta fortemente e, sendo esta uma fase de baixa dureza, causa uma diminuição na dureza do aço.

O revenimento que segue a têmpera é fundamental para combinar as propriedades de dureza e resistência à fratura. A melhor escolha da temperatura de revenimento depende das possíveis combinações com as temperaturas de austenitização para a têmpera. A Figura 9 mostra as curvas de revenimento do aço D2 para diferentes temperaturas de austenitização. Verifica-se que o potencial de endurecimento secundário, que ocorre em temperaturas de revenimento próximas de 500°C, intensifica-se apenas para temperaturas de austenitização mais elevadas, quando a dissolução dos carbonetos de Mo e V se torna mais intensa na austenitização. Considerando como base durezas no intervalo de 58-60 HRC, que possuem melhor resposta à fratura, observa-se que austenitizações a baixa temperatura, em torno de 1000°C, com baixo potencial de endurecimento secundário, permitem que esta dureza seja atingida apenas para revenimento em torno de 200°C. Por outro lado, quando a austenitização é realizada acima de 1000°C esta faixa de dureza pode ser atingida por revenimentos a baixa temperatura, em torno de 200°C, e a alta temperatura, acima de 500°C, usando o potencial do endurecimento secundário.

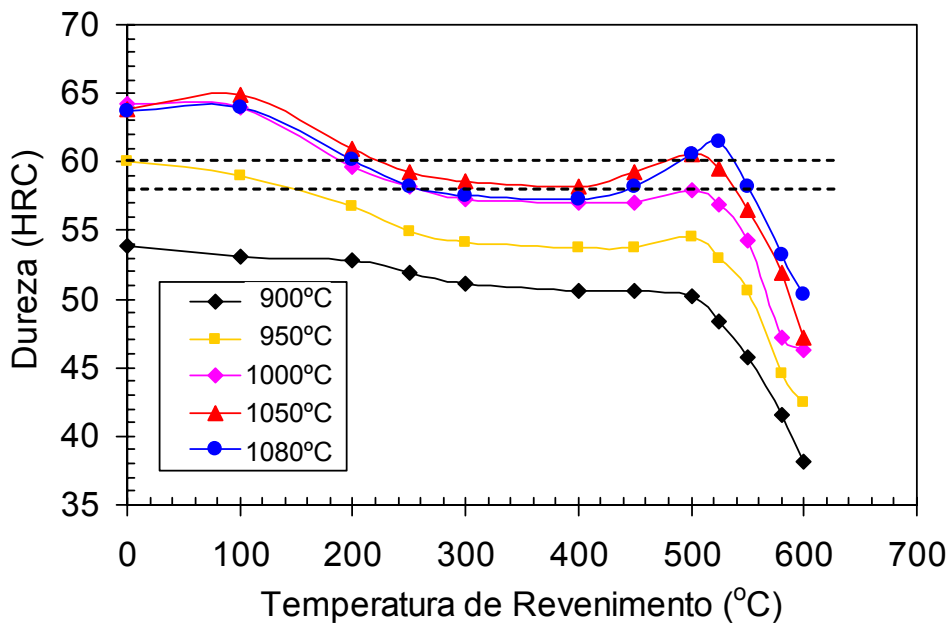


Figura 9 – Curvas de revenimento para o aço AISI D2 para diferentes temperaturas de austenitização.

A possibilidade de utilizar revenimentos a baixa e alta temperatura deve ser selecionada criteriosamente, pois os dois ciclos têm efeitos distintos sobre o comportamento de distorção e principalmente de resistência à fratura e sua escolha deve depender da geometria, tamanho e aplicação da ferramenta. A seguir serão

apresentados diferentes resultados combinando parâmetros de tratamento térmico como: temperatura de revenimento, uso de sub-zero e temperatura de austenitização.

A Figura 10 mostra as microestruturas após revenimentos a baixa e alta temperatura, com e sem sub-zero, para austenitizações fixas a 1030°C [10]. Verifica-se que nos revenimentos a baixa temperatura a microestrutura apresenta matriz de martensita revenida clara denotando uma baixa reversão da austenita retida. Quando o revenimento é realizado a alta temperatura a estrutura de martensita revenida se mostra escura em decorrência da reversão da austenita retida para martensita revenida. Todas as amostras foram atacadas com reagente de Nital 4% pelo mesmo tempo. Estes fatores microestruturais influenciam diretamente na resistência à fratura.

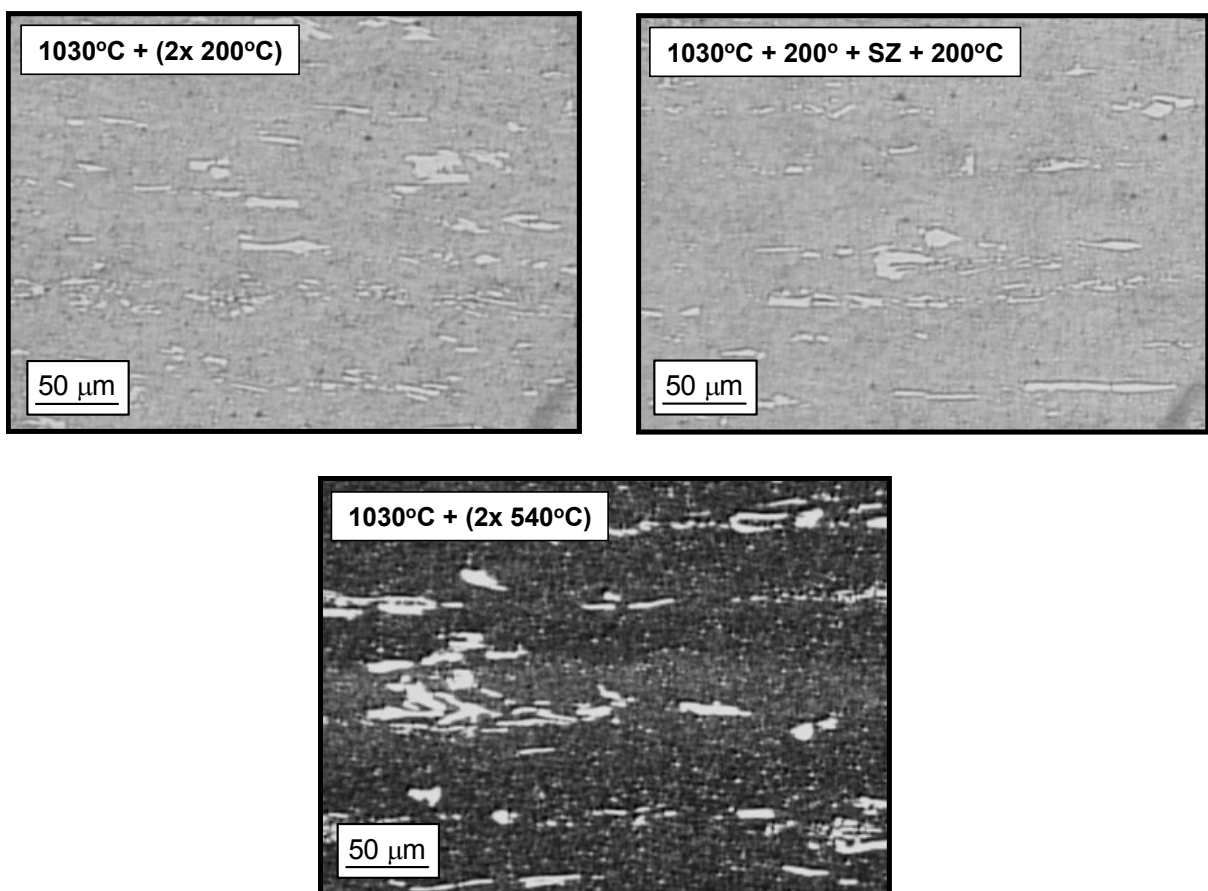


Figura 10 – Microestruturas do aço AISI D2 em diferentes ciclos de revenimento. Têmpera em óleo. Nital 4%.

A Figura 11 mostra que a resistência à fratura medida em ensaio de flexão 4 pontos [10] é superior quando o revenimento é realizado na temperatura de 540°C. Para revenimentos em temperatura baixa, 200°C, com ou sem sub-zero, a tensão máxima de ruptura em flexão é menor. Esta maior resistência à fratura para o revenimento a 540°C é decorrente, de uma lado, da maior reversão da austenita retida entre as etapas de revenimento.

Quando o revenimento é realizado a 200°C, a dureza é proveniente das tensões internas da martensita, já que não há contribuição do endurecimento pela precipitação secundária de carbonetos de elementos de liga. Nestas condições a matriz apresenta maior fragilidade. Quando o revenimento é realizado acima de 500°C a matriz martensítica sofre um maior relaxamento das tensões internas e o endurecimento da matriz é causado pela precipitação sub-microscópica dos carbonetos secundários de Mo e V.

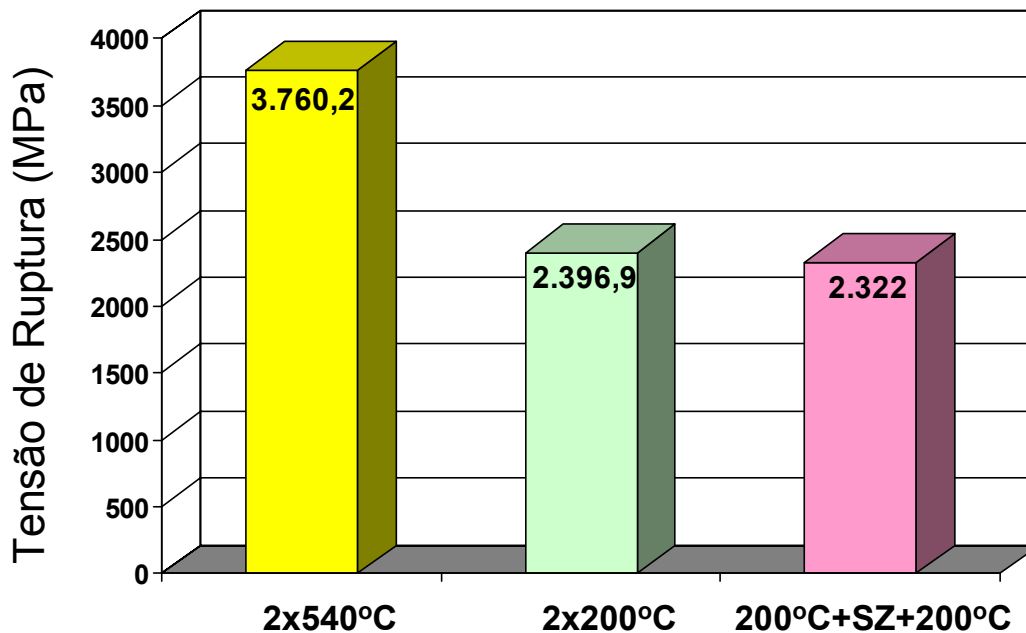


Figura 11 – Resistência à fratura em ensaio de flexão 4 pontos do aço AISI D2 após os ciclos térmicos mostrados na Figura 10.

A temperatura de austenitização também tem um efeito marcante sobre a resistência à fratura do aço AISI D2, já que conduz a diferentes frações de austenita retida após a têmpera, Figura 8. Na Figura 12 observa-se a microestrutura após têmpera e revenimento a 540°C, de amostras temperadas a partir de diferentes temperaturas de austenitização. Verifica-se que à medida que a temperatura de austenitização aumenta a fração de austenita retida, áreas brancas, também aumenta e causa um reflexo nas propriedades de fratura.

A Figura 13 mostra que a resistência à flexão 4 pontos é máxima para o material austenitizado a 1040°C. Em temperatura de austenitização inferior, 1020°C a resistência diminui, mas ainda é superior a 4000 MPa. Entretanto, o uso de temperaturas de austenitização superiores a 1040°C causa uma diminuição na resistência à fratura sob flexão. Este conjunto de resultados mostra a importância na seleção da temperatura de austenitização e de revenimento para atingir a melhor combinação entre dureza e resistência à fratura. Neste ensaio todas as amostras foram tratadas para uma dureza entre 58-60 HRC.

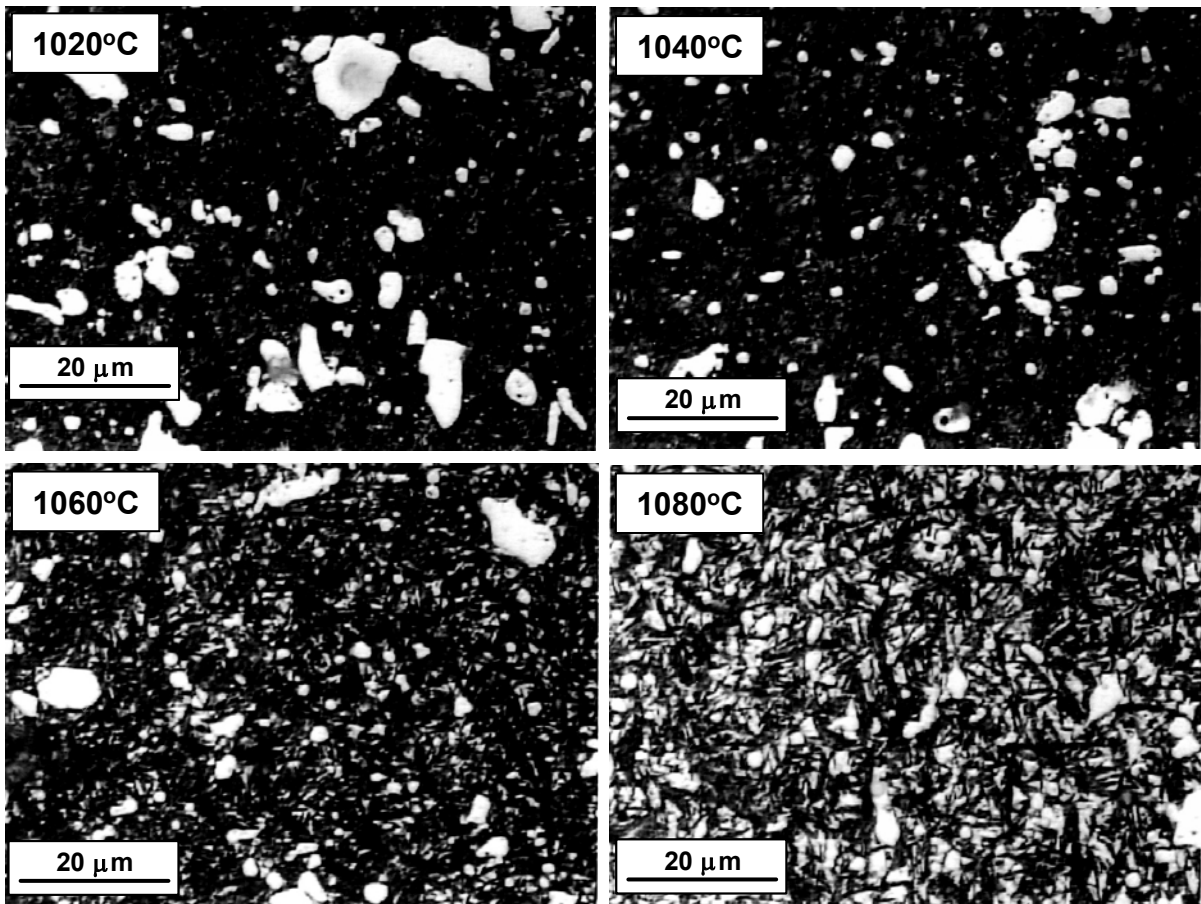


Figura 12 – Microestruturas do aço AISI D2 após têmpera a partir de diferentes temperaturas de austenitização e revenidos a 520°C.

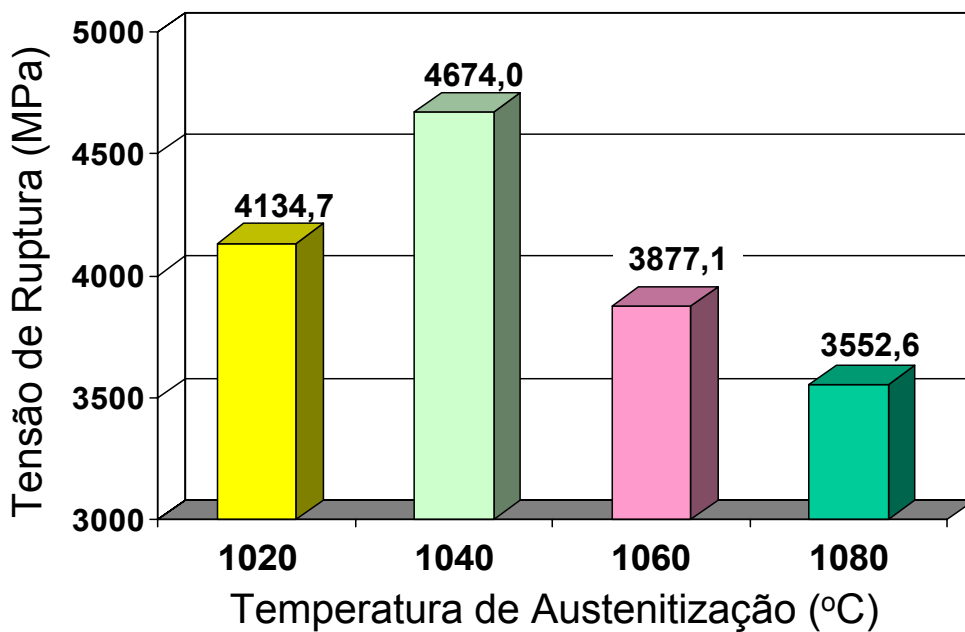


Figura 12 – Resistência à flexão 4 pontos do aço AISI D2 após têmpera a partir de diferentes temperaturas de austenitização e revenidos a 520°C.

2.6 Tratamentos Superficiais

Ferramentas para trabalho a frio são submetidas a sistemas tribológicos complexos. Em serviço existe a ação dos dois corpos metálicos, ferramenta e contra-corpo, deslizando um contra o outro, com ou sem lubrificação, com ou sem a presença de um terceiro corpo. Uma maneira para diminuir a perda de material por desgaste é o uso de tratamentos superficiais. Estes tratamentos objetivam não apenas atuar no endurecimento localizado, mas, também em modificar as condições de atrito pela introdução de um material que, além da dureza, possui baixo coeficiente de atrito.

O aço D2 possui elevado teor de carbono e elementos de liga e possui restrições com relação ao uso de endurecimento por difusão como a nitretação. Os processos tradicionais de nitretação gasosa ou em banho de sal conduzem à formação de uma superfície nitretada de elevada fragilidade, pela formação da camada branca e de nitretos intergranulares.

Atualmente, a nitretação sob plasma pode ser utilizada com sucesso, pois, neste processo é possível controlar o potencial de nitrogênio na atmosfera nitretante e com isto obter uma superfície constituída apenas pela zona de difusão, isenta de fases fragilizantes. A Figura 13 mostra como o controle de parâmetros de processo; temperatura, tempo e composição da mistura gasosa são selecionados para evitar a formação da camada branca, ou camada de compostos (CC) ^[11].

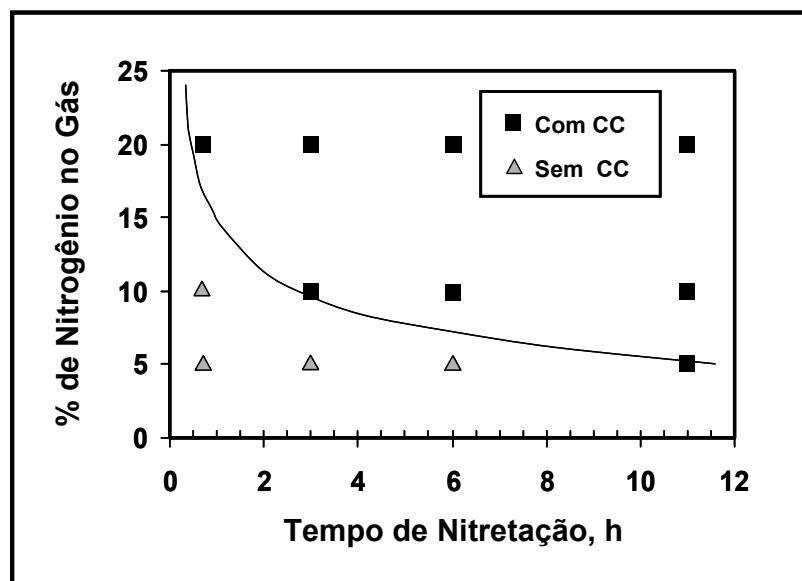


Figura 13 – Condições limite de nitretação sob plasma do aço AISI D2, com e sem a formação da camada de compostos (CC).

A microestrutura obtida nas condições ótimas de processo e o perfil de endurecimento do aço AISI D2 após a nitretação sob plasma são mostrados na Figura 14. Verifica-se que a superfície nitretada é constituída apenas pela Zona de Difusão (ZD), região escurecida na micrografia, e não apresenta a formação da camada branca externa ou nitretos intergranulares. O tratamento é capaz de promover um endurecimento máximo superior a 1300 HV em uma penetração de 0,15mm ^[12].

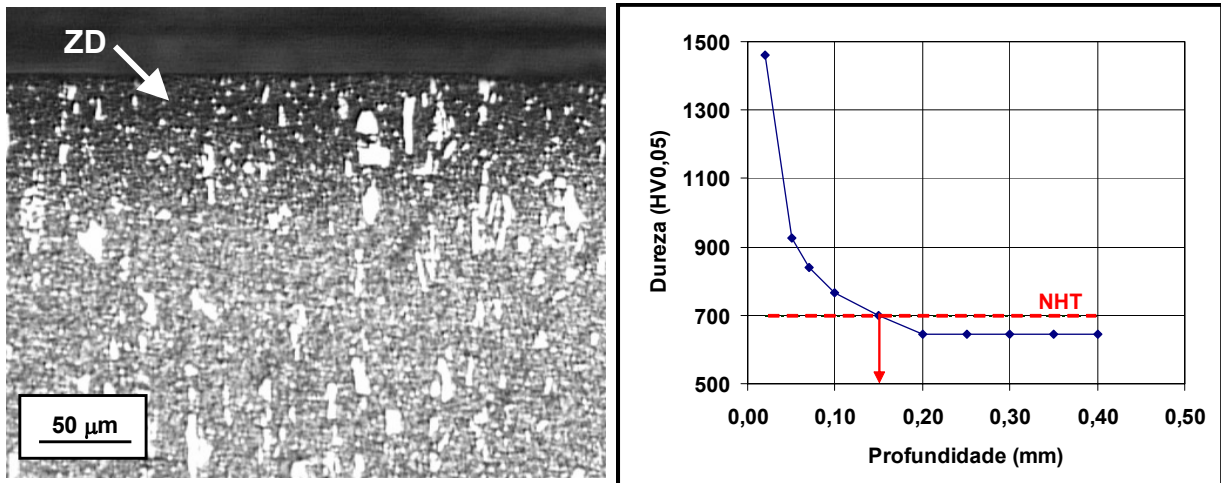


Figura 14 – Microestrutura e perfil de endurecimento do aço AISI D2, nitretado sob plasma.

Últimos desenvolvimentos têm mostrado que os revestimentos tribológicos realizados por processo PVD (Physical Vapour Deposition) se apresentam mais efetivos no aço ferramenta tipo D2 quanto se utiliza a tecnologia de superfícies dúplex. A tecnologia dúplex procura combinar as melhores propriedades da superfície nitretada com as dos revestimentos, obtendo assim uma divisão funcional de desempenho entre as duas superfícies. O uso da pré-nitretação sob plasma tem por objetivo desenvolver um suporte ao carregamento mecânico exercido no revestimento pela introdução de uma zona com dureza intermediária entre o revestimento e o substrato. Com isso, eleva-se a adesão do revestimento, ou resistência ao deslocamento, além de elevar a resistência ao desgaste do sistema. A Figura 15 ilustra o sistema dúplex para o uso de nitreto de titânio, TiN, como revestimento.

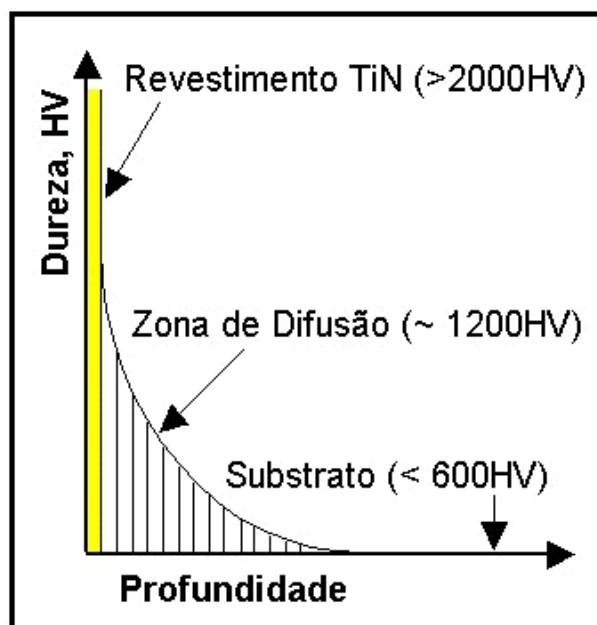


Figura 15 – Representação do sistema de tratamento superficial Dúplex no aço D2.

Estudos recentes mostram o comportamento destas superfícies no aço D2 ^[11]. Utilizando ensaio de adesão por indentação Rockwell C é possível acompanhar a formação de trincas no revestimento e na seqüência o seu deslocamento ou delaminação. Com isso, determinam-se as cargas críticas de trincamento (*Lc1*) e de delaminação (*Lc2*). Para o aço D2, a Figura 16 mostra que o uso da nitretação sob plasma eleva a resistência a delaminação em todos os tempos estudados. Neste caso o desempenho máximo ocorre para um tratamento por um tempo de 0,7 horas onde a carga crítica para o deslocamento excede a carga máxima de ensaio ^[11].

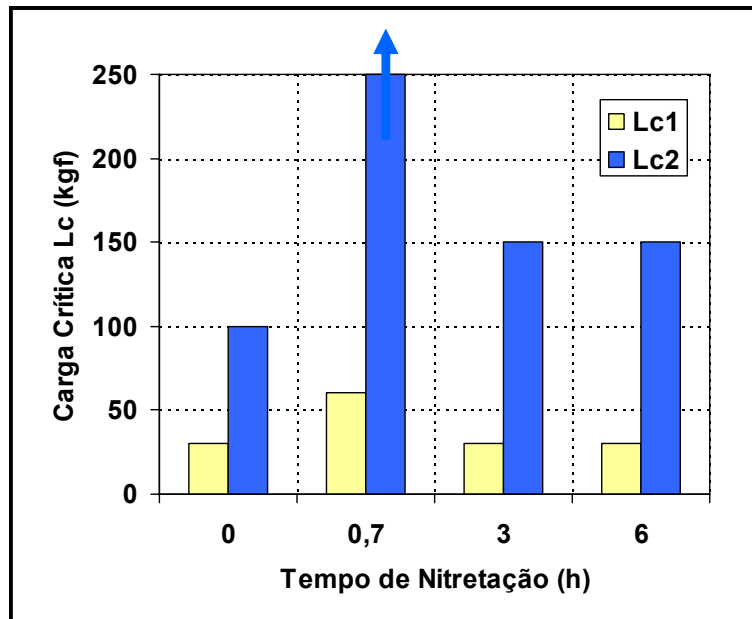


Figura 15 – Representação do sistema de tratamento superficial Dúplex.

3. Conclusões

O balanceamento correto da composição química do aço AISI D2 é fundamental para garantir propriedades como temperabilidade e capacidade de endurecimento secundário no revenimento. A reação eutética na solidificação é uma característica importante do material pela formação de uma elevada fração de carbonetos M_7C_3 (Cr, Fe_7C_3).

A taxa de deformação a quente deve ser suficientemente controlada para garantir uma quebra eficiente da rede eutética, objetivando diminuir o tamanho dos carbonetos, modificar sua morfologia para a ideomorfa, transformar a estrutura celular para estrias e, com isso, minimizar a anisotropia entre as direções longitudinal e transversal.

A matéria prima para ferramentas de trabalho a frio devem ser obtidas preferencialmente de material forjado e laminado em bitolas próximas às finais. Quando este procedimento não for possível a retirada de material por corte e recorte deve ser criteriosamente realizada a fim de minimizar problemas de estrutura de carbonetos grosseira em ferramentas finas e manutenção das estrias na direção longitudinal final da ferramenta.

Na seleção da matéria prima é fundamental saber que resistência à fratura do aço AISI D2, após têmpera e revenimento, é sempre superior na direção longitudinal, comparada com a transversal. Ainda, a resistência à fratura diminui com o aumento da seção transversal por efeito da presença de carbonetos grosseiros e de morfologia celular.

A seleção correta da temperatura de austenitização para a têmpera é importante para garantir a dissolução dos carbonetos e a correta introdução de carbono e elementos de liga em solução sólida na matriz. À medida que a temperatura de austenitização aumenta, mais carbono entra em solução sólida, diminuindo a temperatura de início de transformação martensítica e elevando a fração de austenita retida. Da mesma forma, com a maior introdução de Cr, Mo e V em solução sólida na matriz a intensidade de endurecimento secundário no revenimento aumenta com o aumento na temperatura de austenitização.

A temperatura de revenimento influencia sensivelmente a resistência à fratura do aço AISI D2. Revenimentos a baixa temperatura, em torno de 200°C, conduzem a uma menor resistência à fratura quando comparado com revenimento em temperaturas elevadas, maiores que 520°C.

A temperatura de austenitização também altera o comportamento a fratura. Temperaturas entre 1000 e 1040°C fornecem os melhores resultados de. Temperaturas superiores de austenitização diminuem a resistência à fratura.

Pela sua característica composicional do aço D2, a nitretação sob plasma permite a obtenção de uma superfície nitretada isenta de camada branca e nitretos precipitados em contornos de grão. Esta característica é fundamental para elevar a resistência ao desgaste sem prejudicar a resistência a fratura na superfície, mesmo com endurecimento máximo em torno de 1300 HV.

Uma combinação ótima de tratamento superficial é obtida quando a nitretação sob plasma é seguida de revestimento PVD. Nesta combinação é gerada uma superfície Dúplex na qual a adesão do revestimento é otimizada e a ferramenta pode trabalhar sob condições severas com menor tendência ao deslocamento e maior resistência ao desgaste do sistema.

4. Agradecimentos

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e a Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) pelo suporte financeiro oferecido a estas pesquisas.

5. Referências

[1] NM 122:07, Aços Ferramenta: Classificação, Designação e Composição Química. Norma Mercosul, 1ª Edição, 1997.

[2] METALS HANDBOOK, Metallography, Structures and Phase Diagrams, ASM International, v. 8, 8ª Edição, p. 402-404, 1978.

[3] METALS HANDBOOK, Atlas of Microstructures of Industrial Alloys, ASM International, v. 7, 8ª Edição, p. 120, 1972.

[4] MENDANHA, A., Estudo da Resistência à Fratura do Aço Ferramenta para Trabalho a Frio AISI D2, Dissertação de Mestrado, EPUSP, 151p., 2004.

- [5] MENDANHA, A., GOLDENSTEIN, H., PINEDO C.E., Influence of the Start Microstructure and Heat Treatment on the Toughness of the Cold Work Tool Steel AISI D2, In 7th International Tooling Conference, 2-5 May Torino/Italy, p. 813-819, 2006.
- [6] GUILLERMET, A.F. Thermodynamic Analysis of the Stable Phases in the Zr-Nb System and Calculation of the Phase Diagram, Z.Metallkde, Bd.82H.6, p.478-480, 1991.
- [7] ANDREWS, K.W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperature, Journal of the Iron and Steel Institute, v. 203, n.7, p. 721-727, 1965.
- [8] HONEYCOMBE, R.W.K., Structure and Strength of Alloy Steels, Climax Molibdenum Co Ltd, 36p, 1973.
- [9] HONEYCOMBE, R.W.K., Steels: Microstructure and Properties, Ed. Edward Arnold, London, 1981.
- [10] MENDANHA, A., GOLDENSTEIN, H. & PINEDO, C. E., Tenacidade do Aço Ferramenta para Trabalho a Frio AISI D2 – Parte II – Influência do Ciclo de Tratamento Térmico, Anais do 1o Encontro de Integrantes da Cadeia Produtiva de Ferramentas, Moldes e Matrizes, ABM, 28 – 30 de outubro, p. 197-206, 2003.
- [11] FRANCO Jr., A.R., Obtenção de Revestimentos Dúplex por Nitretação sob Plasma e PVD-TiN em Aços Ferramenta AISI D2 e AISI H13, Tese de Doutorado, EPUSP, 178p., 2003.
- [12] PINEDO, C.E., OLIVEIRA, S.D. & DA SILVA, G.R., Utilização do Processo de Nitretação por Plasma Pulsado em Aços Ferramenta para a Indústria Automobilística, Anais do I Workshop – Desafios e Experiências em Moldes para Conformação de Plásticos RECOPE/FINEP, 29 de junho, São Paulo/SP, EPUSP, p. 11-24, 1999.