

Universidade Federal do Rio Grande do Sul
Escola de Engenharia
Departamento de Metalurgia

TRATAMENTO CRIOGÊNICO DE AÇO RÁPIDO ABNT M2

Trabalho de Diplomação

Alexsandro Gehrke
Telmo Strohaecker

Porto Alegre, dezembro de 1997

DEDICAÇÃO

Dedico este trabalho aos meus pais, meus irmãos e a minha namorada.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Telmo Strohaecker pela orientação e apoio.

Ao Eng. Gustavo Mariante pelo apoio constante.

Ao Eng. Octávio Theichmann pela doação das amostras.

Ao Mestre Mário Wolfart Jr., pelo incentivo e amizade.

Ao Sr. Osmar dos Santos e a empresa Brasimet pela colaboração ao trabalho.

Ao colega Sandro Machado, aos amigos do LAMEF e a todos que contribuíram para realização deste trabalho.

SUMÁRIO

1- INTRODUÇÃO	1
2- OBJETIVOS	2
3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1- Caracterização do Material	3
3.2- Classificação dos Aços Rápidos	6
3.3- Aço Rápido ABNT NBR 6189 Tipo M2	8
3.4- Tratamento Térmico	8
3.4.1- Têmpera	9
3.4.2- Revenimento	12
3.5- Tratamento a Frio	14
3.5.1- Tratamento a Frio de Aços	14
3.5.2- Dureza e Austenita Retida	15
3.5.3- Tratamento a Frio Versus Revenimento	15
3.5.4- Limitação do Processo	17
3.5.5- Teste de Dureza	17
3.5.6- Vantagens do Tratamento a Frio	17
3.5.7- Equipamentos para Tratamento a Frio	18
3.6- Tratamento Criogênico	19
3.6.1- Considerações Básicas da Microestrutura	19
3.6.2- Austenita Retida	19
3.6.3- Martensita	20
3.6.4- Carbetos	20
3.6.5- Endurecimento Secundário	21
3.6.6- Propriedades Obtidas pelo Tratamento Criogênico	21
3.6.7- Uma Explicação sobre o Fenômeno Envolvido no Tratamento Criogênico Intenso	22
3.6.8- Papel das Precipitações de Eta-Carbeto no Aumento da Resistência ao Desgaste	24
3.6.9- Mecanismo de Precipitação do Eta-Carbeto	25
3.6.10- Ciclo Total de Tratamento Térmico	28

3.6.11- Ciclo do Tratamento Criogênico	28
3.6.12- Cinética do Tratamento Criogênico	29
3.6.13- Equipamentos para o Tratamento Criogênico	30
4- PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	31
4.1- Preparação das Amostras	31
4.2- Processo de Tratamento Térmico	31
4.3- Tratamento Criogênico	32
4.4- Medição de Dureza	33
4.5- Ensaio de Desgaste	33
4.6- Análise Metalográfica	34
4.7- Determinação do Percentual de Carbetos Precipitados	34
4.8- Determinação de Fases por Análise de Difração de Raios-X	34
4.9- Ensaio de Impacto Charpy	35
4.10- Ensaio de Tenacidade à Fratura	36
5- RESULTADOS	38
5.1- Determinação Experimental das Curvas de Resfriamento e Aquecimento	38
5.2- Medição de Dureza	39
5.3- Ensaio de Desgaste	40
5.4- Análise Metalográfica	41
5.5- Determinação do Percentual de Carbetos Precipitados	44
5.6- Determinação de Fases por Análise de Difração de Raios-X	46
5.7- Ensaio de Impacto Charpy	48
5.8- Ensaio de Tenacidade a Fratura	49
6- CONCLUSÕES	51
7- BIBLIOGRAFIA	52

1- INTRODUÇÃO

A utilização de aços rápidos para a fabricação de ferramentas de usinagem atualmente é bem intensa. Estes aços são do tipo ligado ao molibdênio, cromo, vanádio e tungstênio, com médio e alto teor de carbono. Estes elementos de liga formam, juntamente com o carbono, precipitados de carbeto estáveis a altas temperaturas em uma matriz martensítica, conferindo ao aço alta resistência ao desgaste.

O principal aço rápido utilizado industrialmente é o ABNT M2, devido a escala de produção e o custo inferior aos outros aços rápidos.

Após a fabricação da ferramenta, torna-se importantíssimo o processo adequado de tratamento térmico para que as propriedades mecânicas e metalúrgicas sejam atingidas. O desgaste excessivo de ferramentas de aço rápido é bastante comum e está relacionado com um tratamento térmico ineficaz ou incompleto.

Processos criogênicos vêm sendo utilizados na Europa como uma forma de aumentar a vida útil da ferramenta, obtendo ótimos resultados na indústria. Este processo consiste em resfriar lentamente o material, até temperaturas do nitrogênio líquido (-196°C), deixando-o nesta temperatura por um longo período (de 20 a 40 horas), e então, aquecer lentamente até a temperatura ambiente. Com isto uma melhora na resistência ao desgaste pode ser conseguida, diminuindo assim o custo de "set-up" das máquinas.

2- OBJETIVOS

Os objetivos principais deste trabalho são:

avaliar o incremento na resistência mecânica e resistência ao desgaste de amostras de aço ABNT M2 após tratamento criogênico através de ensaios de abrasão e Charpy.

caracterizar através de microscopia eletrônica de varredura a microestrutura e identificar a presença de partículas de carbeto de transição devido ao tratamento criogênico através de difração de raios-x.

avaliar a tenacidade a fratura de amostras somente temperadas e revenidas e com tratamento criogênico.

caracterizar através de análise por difração de raios-x a presença do carbeto eta, originado pelo tratamento criogênico.

3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA3

3.1- Caracterização do Material

Os aços rápidos são largamente utilizados na fabricação de ferramentas de usinagem devido sua alta dureza, boa tenacidade e, principalmente, resistência ao desgaste.

Aços rápidos são aços ferramenta com alto teor de elementos de liga, como o tungstênio, molibdênio, cromo, vanádio e cobalto, assim designados pois possuem velocidades de corte maiores que a de aços ao carbono ou de média e baixa liga.

Este tipo de material é utilizado na construção de ferramentas de corte como machos, alargadores, fresas e brocas. Às vezes sua utilização pode ser ampliada para ferramentas de trabalho a frio e, ocasionalmente, em aplicações de trabalho a quente, onde sua resistência ao revenimento seja suficiente e sua baixa tenacidade relativa possa ser acomodada .

A capacidade de corte de uma ferramenta de aço rápido não se altera mesmo quando a temperatura do gume de corte se eleva (550-600°C) por efeito do atrito provocado pelo trabalho de usinagem. Esta característica permite a utilização da ferramenta por períodos contínuos e relativamente longos sem que haja alteração dos ângulos de corte. Isto se deve a três propriedades básicas:

- elevada dureza a quente, alta resistência ao revenimento

- tenacidade

- alta resistência a abrasão

O gráfico a seguir ilustra a diferença da resistência ao revenimento existente entre aço rápido e aços ferramenta ao carbono e ligado.

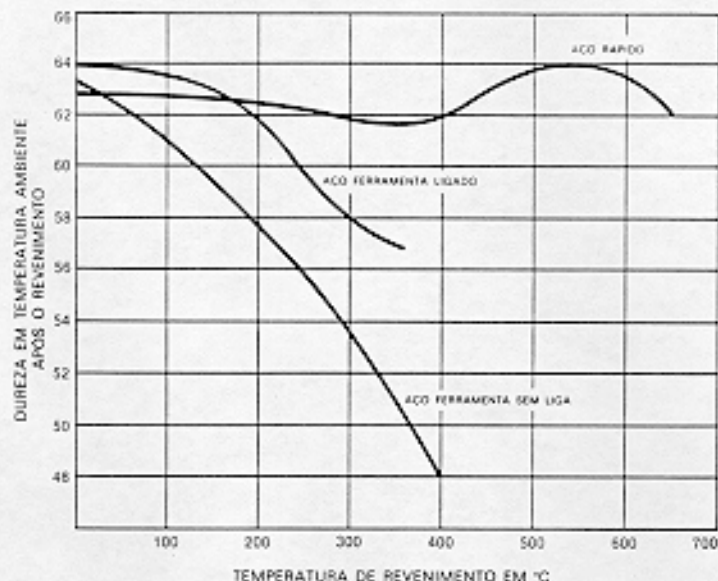


fig. 1 - Resistência ao revenimento de diferentes aços.

Dureza a quente - é a capacidade de resistir ao amolecimento a elevadas temperaturas. Isto deve-se, principalmente, ao endurecimento secundário, decorrente de dois processos:

a) Transformação da austenita retida em martensita devido ao resfriamento subsequente ao revenimento;

b) Precipitação muito fina de carbeto de elementos de liga, consequência dos altos teores dos elementos de liga, que se combinam com o carbono formando carbeto duros e estáveis.

O endurecimento secundário está associado principalmente a precipitação de carbeto de liga durante o revenimento da martensita e pela resistência que estes têm de coalescer durante o trabalho da ferramenta. Neste sentido, os melhores elementos formadores de precipitados são o tungstênio, o molibdênio, o cobalto (com W e Mo), vanádio e cromo, pois os átomos destes elementos, principalmente W e Mo, têm dimensões muito maiores que qualquer outro elemento presente nos aços rápidos. Assim, a velocidade de difusão é muito baixa e para que haja coalescimento e para que este prossiga seria necessária a difusão simultânea de W e C ou Mo e C e de Cr e V.

O gráfico abaixo compara curvas de durezas de um aço rápido e um aço ferramenta ao carbono em diferentes temperaturas.

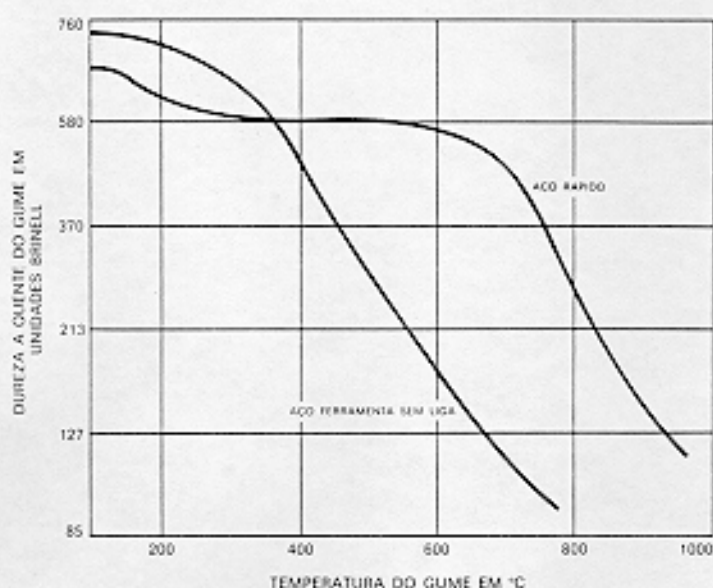


fig. 2 - Comparativo de curvas de dureza.

Tenacidade - é a combinação adequada de resistência mecânica e ductilidade do aço. É influenciada principalmente por três fatores:

a) Dureza - para ferramentas temperadas, o decréscimo da dureza promove o aumento da tenacidade, porém queda da resistência ao desgaste.

b) Tamanho de grão - é o único fator com o qual se pode melhorar a tenacidade e a resistência ao desgaste simultaneamente. Com a diminuição do tamanho de grão tem-se um leve aumento de dureza e uma melhora da tenacidade.

c) Distribuição de carbeto - para uma boa tenacidade deve-se ter uma distribuição homogênea de carbeto. Uma região com uma concentração elevada de carbeto incentivará a

formação e propagação de trincas enquanto que as regiões de baixa concentração vão apresentar menor resistência ao desgaste.

Resistência ao desgaste do aço rápido - é devido a elevada dureza e grande quantidade de carbeto complexo de molibdênio, tungstênio, cromo e vanádio, extremamente duros, que se distribuem uniformemente na matriz de martensita. O carbeto de vanádio é o mais duro até temperaturas de 100°C, e acima de aproximadamente 400°C, a dureza do carbeto de tungstênio passa a ser superior.

O tamanho e a distribuição dos carbeto na matriz são fatores igualmente importantes, pois os carbeto de tamanho excessivamente grande tendem a destacar-se do gume, reduzindo assim a capacidade de corte da ferramenta.

A distribuição dos carbeto deve ser a mais homogênea possível.

3.2- Classificação dos Aços Rápidos

Os aços rápidos são materiais de ferramentas desenvolvidos largamente para uso em alta velocidade de corte.

Os aços rápidos são subdivididos em quatro sub-grupos classificados pela AISI-SAE da seguinte maneira:

ao tungstênio (tipos T1, T2, T3, T7 e T9)

0,75-1,2C

4,0 Cr

1,0-4,0 V

14,0-18,0 W

ao tungstênio-cobalto (tipos T4, T5, T6, T8 e T15)

0,75-1,5 C

4,0-4,5 Cr

1,0-5,0 V

12,0-20,0 W

5,0-12,0 Co

ao molibdênio (tipos M1, M2, M3, M4 e M10)

0,85-1,3 C

4,0 Cr

1,0-4,0 V

0-6,0 W

8,0-8,5 Mo

ao molibdênio-cobalto (tipos M6, M30, M34, M35, M42 e M43)

0,8-1,2 C

4,0 Cr

1,15-2,75 V

0,6-1,5 W

8,0-9,0 Mo

5,0-12,0 Co

Em todos eles, o manganês e o silício devem ser mantidos em torno de 0,30%.

São vários os carbeto que precipitam na matriz durante o processo de tratamento térmico e permanecem estáveis a altas temperaturas. O “M” representa os vários metais, como o W, V, Mo, Cr e Fe, que se combinam com o carbono.

M_6C a base de tungstênio ou molibdênio

$M_{23}C_6$ a base de cromo

MC a base de vanádio

M_2C a base de tungstênio ou molibdênio

Estes carbeto podem aparecer no aço recozido em quantidades variadas, e dissolvem-se a diferentes velocidades.

O carbeto do tipo $M_{23}C_6$ é o que se dissolve mais facilmente, conferindo boa temperabilidade, enquanto que o carbeto do tipo MC confere propriedades de resistência a abrasão e evita o crescimento de tamanho de grão ⁽¹⁾.

A principal vantagem dos aços rápidos do grupo “M” é o menor custo inicial (aproximadamente 40% menor que um aço similar do grupo “T”). Com relação às propriedades mecânicas, aços do grupo “M” possuem uma tenacidade maior do que o do grupo “T” quando comparado ao mesmo nível de dureza.

ao molibdênio (tipos M1, M2, M3, M4 e M10)

0,85-1,3 C

4,0 Cr

1,0-4,0 V

0-6,0 W

8,0-8,5 Mo

ao molibdênio-cobalto (tipos M6, M30, M34, M35, M42 e M43)

0,8-1,2 C

4,0 Cr

1,15-2,75 V

0,6-1,5 W

8,0-9,0 Mo

5,0-12,0 Co

Em todos eles, o manganês e o silício devem ser mantidos em torno de 0,30%.

São vários os carbeto que precipitam na matriz durante o processo de tratamento térmico e permanecem estáveis a altas temperaturas. O “M” representa os vários metais, como o W, V, Mo, Cr e Fe, que se combinam com o carbono.

M_6C a base de tungstênio ou molibdênio

$M_{23}C_6$ a base de cromo

MC a base de vanádio

M_2C a base de tungstênio ou molibdênio

Estes carbeto podem aparecer no aço recozido em quantidades variadas, e dissolvem-se a diferentes velocidades.

O carbeto do tipo $M_{23}C_6$ é o que se dissolve mais facilmente, conferindo boa temperabilidade, enquanto que o carbeto do tipo MC confere propriedades de resistência a abrasão e evita o crescimento de tamanho de grão ⁽¹⁾.

A principal vantagem dos aços rápidos do grupo “M” é o menor custo inicial (aproximadamente 40% menor que um aço similar do grupo “T”). Com relação às propriedades mecânicas, aços do grupo “M” possuem uma tenacidade maior do que o do grupo “T” quando comparado ao mesmo nível de dureza.

Aços do grupo "M" quando têm o teor elevado de carbono e vanádio, possuem maior resistência ao desgaste. Ao elevar o teor de Co, aumenta-se a dureza a quente, sacrificando, no entanto, a tenacidade.

3.3- Aço Rápido ABNT NBR 6189 Tipo M2

O aço tipo ABNT M2 é um aço rápido ligado ao molibdênio e tungstênio, com médio teor de carbono, com boa combinação de tenacidade e resistência a abrasão, além de excelente dureza a quente. Este aço é muito utilizado na fabricação de ferramentas de tornos e plainas, ferramentas de mandrilar, brochas, brocas e alargadores, fresas de todos os tipos, machos e outras ferramentas para abertura de roscas, para trefilação de tubos, estampos de corte, facas circulares, bites, matrizes, ferramentas para extrusão a frio, ferramentas para recalçamento a quente e a frio e outras ferramentas de deformação plástica. Este aço é normalmente fornecido na condição de esferoidizado, ou recozido, devido a sua elevada dureza quando laminado.

Composição química característica de um aço M2:

Tabela 1 - Composição típica de um aço M2

Elementos	C	Mo	W	Mn	V	Cr
%	0,85-1,0	4,5-5,5	5,5-6,75	0,15-0,45	1,75-2,2	3,75-4,5

3.4- Tratamento Térmico

O êxito de uma ferramenta de aço rápido depende em grande parte da têmpera e do revenimento realizado no processo de tratamento térmico. Os aços do grupo "M" tem maior sensibilidade para as condições de têmpera, especialmente temperatura e atmosfera de austenitização. Isso ocorre devido ao fato deles serem mais sensíveis a descarbonetação e a sobre-aquecimento sob ambientes de austenitização adversos, isto é especialmente verdadeiro para composições de alto molibdênio e baixo tungstênio.

Sendo assim, os fornos mais adequados para tratamento térmico de aços rápidos são os de sal, visto que possibilitam o aquecimento em etapas, além de evitar a formação de carepas de óxidos nas altas temperaturas de aquecimento ⁽³⁾.

Uma das condições necessárias para alcançar as características desejadas num aço rápido é o perfeito balanceamento do carbono e elementos de liga para produzir uma matriz tenaz, de alta resistência ao revenido e alta dureza em temperaturas elevadas, bem como permitir a formação de quantidade suficiente de carbeto. O tamanho e a distribuição dos carbeto na matriz são fatores igualmente importantes, como já foi comentado.

A vida útil de uma ferramenta pode ser afetada se não forem observadas algumas regras fundamentais de têmpera e revenido. Quando tratados convenientemente, os aços rápidos apresentam uma estrutura martensítica, com apreciável quantidade de carbeto com uma granulação fina. Na condição de esferoidizado, a estrutura apresenta-se ferrítica e inúmeros carbeto de ferro, cromo, tungstênio, molibdênio, vanádio e outros, dependendo de sua composição química.

3.4.1- Têmpera

Para uma têmpera correta e a fim de que a estrutura martensítica resultante apresente a resistência ao amolecimento pelo calor, o que é característica desses aços, faz-se necessário que durante a austenitização uma grande quantidade destes carbeto seja dissolvida na matriz austenítica ⁽⁵⁾.

O grupo “M” pode desenvolver dureza total quando temperado a partir de temperaturas de 1190°C a 1230°C ⁽²⁾. A seguir é mostrado o diagrama “Tempo-Temperatura-Transformação” do aço rápido ABNT M2:

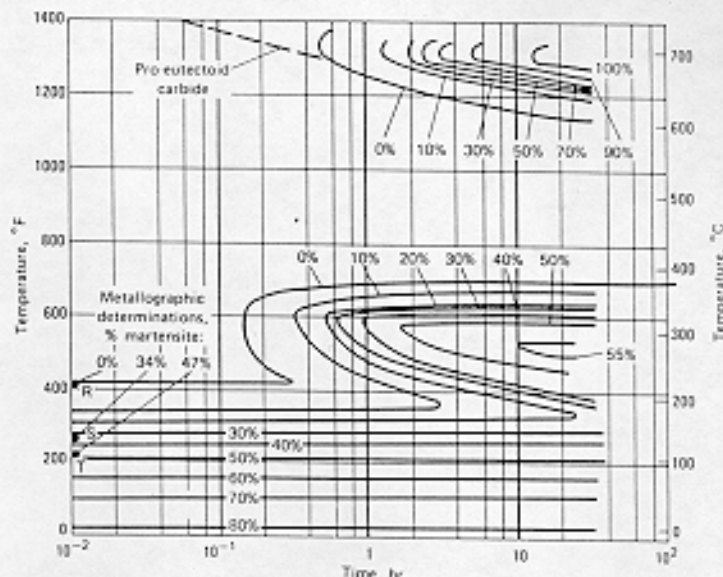


fig. 3 - Diagrama Tempo-Temperatura-Transformação

O aquecimento para têmpera dos aços rápidos é realizado em dois estágios:

» pré-aquecimento, com objetivo de eliminar o choque térmico das peças frias nos fornos, que trabalham a altas temperaturas, e prevenir a descarbonetação que pode ocorrer devido ao longo período que as ferramentas permanecem em aquecimento.

Deve-se, então, sempre ter o cuidado de evitar o choque térmico das peças frias para diminuir o perigo de rupturas ou empenamentos, já que a temperatura de austenitização para aços rápidos fica em torno de 1200°C.

Normalmente, realiza-se pré-aquecimento das ferramentas em fornos com temperatura entre 705 e 790°C. Às vezes, utiliza-se pré-aquecimento em duas etapas, inicialmente num forno entre 540°C e 650°C e depois em um forno entre 845 e 879°C. Este duplo pré-aquecimento é particularmente recomendado quando o tratamento de têmpera for realizado em banhos de sais, pois neste caso é rápido o aquecimento assim como a transferência de calor do meio para a ferramenta, podendo ocorrer um forte choque térmico.

» aquecimento a alta temperatura: a temperatura final para têmpera é determinada pela composição do aço rápido. As temperaturas variam entre 1100 a 1200°C. Tais temperaturas são necessárias, como se sabe, para que haja completa dissolução na austenita de todos os

carbeto presentes ⁽⁵⁾. É importante que haja a maior quantidade possível de dissolução dos carbeto na austenita durante o aquecimento final, pois assim consegue-se um alto teor de ligas na martensita resultante da têmpera, o que desenvolverá a dureza a quente nos aços rápidos.

Os aços, depois de austenitizados, são mergulhados em banhos de sais ou chumbo e aí mantidos até completa homogeneização da temperatura. A seguir são resfriados ao ar, para que ocorra a formação da martensita. O resfriamento em banhos de sais ou chumbo é preferido, pois previne o aparecimento de tensões internas que o resfriamento rápido pode produzir.

Nas temperaturas normais de austenitização, os aços rápidos contém cerca de 7 a 12,5% de excesso de carbeto. Estes carbeto podem se diferenciar quanto a composição, fato que é responsável pelas variações de eficiência de corte de diversos tipos de aços rápidos.

A estrutura do aço temperado caracteriza-se por apresentar uma certa quantidade de austenita retida, que é de grande importância no que se refere ao comportamento desses durante o revenido. A quantidade de austenita retida depende da temperatura de têmpera. Quando esta se realiza a partir de 1290°C, tem-se a temperatura ambiente cerca de 20 a 25% de austenita retida.

É preciso, ainda, notar que as temperatura de início (*Ms*) e fim (*Mf*) de formação da martensita dependem da temperatura de austenitização, a qual influi também na quantidade de austenita retida ⁽³⁾.

Industrialmente o aquecimento para têmpera do aço ABNT M2 é realizado em banhos de sais fundidos específicos para tal. Inicialmente realiza-se um aquecimento preliminar entre 400 e 500°C em fornos de resistência ou com circulação forçada de ar, para eliminar umidade e resíduos de óleos ou outros contaminantes, provenientes do processo de usinagem. Em seguida, as peças são colocadas em um forno de sal fundido, mantido ente 800 e 860°C para pré-aquecimento, durante tempo necessário para total homogeneização da temperatura. Finalmente, as peças são colocadas no forno de alta temperatura, onde permanecem até completa homogeneização. Este processo de aquecimento também pode ser realizado em fornos de atmosfera controlada, com possível resfriamento em óleo, até atingir 540 a 660°C, e depois retirá-las do óleo e resfriar em ar calmo.

Quando se requer maior tenacidade da ferramenta, porém com sacrifício da resistência ao desgaste, a têmpera pode ser realizada a partir de temperaturas mais baixas, 1110 a 1180°C.

Após resfriamento de têmpera, as peças devem ser resfriadas até a temperatura de aproximadamente 60°C antes de serem submetidas ao revenimento. A temperatura para se realizar qualquer endireitamento das ferramentas é de 120 a 400°C⁽¹⁰⁾.

3.4.2- Revenimento

O aço rápido temperado consiste de martensita tetragonal altamente ligada (58 a 80%), austenita retida altamente ligada (15 a 30%) e carbeto não dissolvidos M_6C e MC (5 a 12%) caracterizando-se por estar em estado de intensas tensões internas, ser muito duro, frágil e dimensionamento instável. O revenido, sem prejudicar a dureza, alivia as tensões e corrigem a instabilidade e excessiva fragilidade do material. Para tal, basta aquecer o aço, uma ou diversas vezes, a temperaturas entre 540 e 595°C. Durante esse aquecimento, o aço rápido desenvolve a dureza secundária, entre as temperaturas de 500 a 550°C.

O revenido dos aços rápidos pode ser dividido em quatro estágios:

a) no primeiro estágio ocorre queda da dureza (2 a 6 pontos na escala Rockwell C) ao mesmo tempo que vários fenômenos se verificam na martensita, da temperatura ambiente até a 270°C, a martensita tetragonal decompõe-se em martensita cúbica, com rejeição de uma fase de transição de carbeto extremamente fino, que posteriormente cede lugar a cementita (Fe_3C), entre 300 e 400°C. Esses fenômenos característicos do primeiro estágio verificam-se até cerca de 400°C. Nada acontece aparentemente com a austenita retida;

b) no segundo estágio, o qual ocorre entre 400 e 565°C, verifica-se uma redissolução de uma parte da cementita e a precipitação de um carbeto de liga M_2C , com simultâneo endurecimento (por precipitação);

c) no terceiro estágio ocorre, principalmente, a transformação da austenita retida, provavelmente precedida de uma precipitação de carbeto de liga da austenita.

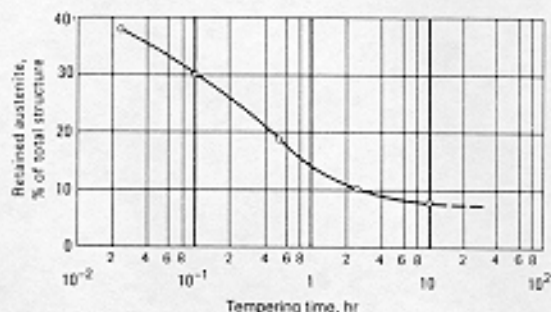


fig. 4 - Quantidade de austenita retida versus tempo de revenimento

no quarto estágio verifica-se a dissolução de M_2C e solução final de carbeto M_3C , com simultânea precipitação e coalescimento dos carbetos M_6C e $M_{23}C_6$. Este estágio, entretanto, é raramente encontrado no revenido comercial dos aços rápidos e a ele se associa o amolecimento drástico do aço ao ser revenido a temperatura acima de $650^\circ C$.

Os efeitos combinados do segundo e terceiro estágios são parcialmente responsáveis pelo endurecimento secundário do aço rápido; entretanto, a precipitação dos carbetos M_2C e MC e a sua resistência a coalescerem são consideradas as principais causas do endurecimento do aço e de sua capacidade de reter a dureza através de revenidos repetidos, mesmo depois que a austenita seja eliminada.

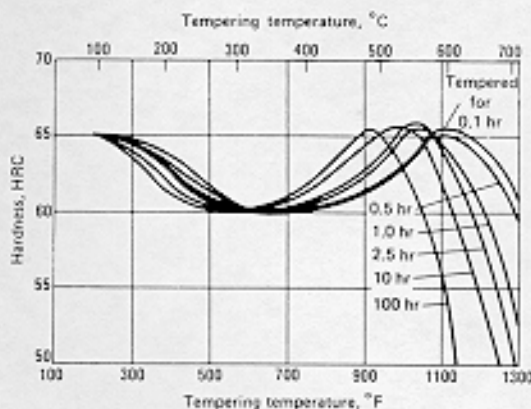


fig. 5 - Gráfico de dureza versus tempo e temperatura de revenimento.

A transformação da austenita em martensita durante o resfriamento é acompanhada de aumento de volume e conseqüente aparecimento de tensões. Assim, a estrutura depois de revenida, contém cerca de 20% de martensita recém-formada ⁽³⁾.

O aço ABNT M2 é submetido ao processo de revenimento logo após ser temperado, tão logo a temperatura tenha atingido cerca de 70°C. A temperatura de revenimento depende da dureza exigida. Normalmente, as ferramentas são revenidas entre 550 e 580°C. Recomenda-se sempre um duplo revenido, no mínimo, sabendo-se que o aquecimento para o segundo e terceiro revenido só deve ser iniciado quando a peça atingir a temperatura ambiente. O tempo para cada revenido não deve ser inferior a 2 horas ⁽¹⁰⁾.

3.5- Tratamento a Frio

O tratamento a frio de aços é realmente aceito pelo profissional metalúrgico como um tratamento suplementar que pode ser usado para aumentar a transformação da austenita em martensita e melhorar o alívio de tensões após tratamento térmico. Normalmente é praticado por volta de -84°C, sendo uma temperatura ótima de tratamento a frio. É evidente, contudo, que o tratamento criogênico de aços, em que materiais são levados até temperaturas na ordem de -190°C, melhora certas propriedades além daquelas conseguidas na temperatura de tratamento a frio.

3.5.1- Tratamento a Frio de Aços

O tratamento a frio de aços consiste em expor o material em temperaturas de subzero para dar condições específicas ou propriedades do material. O aumento de resistência, estabilidade dimensional ou estabilidade microestrutural, aumentando a resistência ao desgaste e alívio de tensões residuais são alguns dos benefícios do tratamento a frio de aços. Geralmente uma hora de tratamento a frio para cada polegada de seção transversal é adequado para completar os resultados desejados.

Todos aços temperáveis têm melhoras com o tratamento de subzero, resultando na menor tendência a progredir fraturas e portanto conseguindo depois muito mais facilmente a eliminação da austenita retida.

3.5.2- Dureza e Austenita Retida

Sempre que for feito endurecimento por tratamento térmico, a completa transformação da austenita em martensita é geralmente desejado previamente ao revenimento. Do ponto de vista prático, contudo, as condições podem variar, e 100% da transformação raramente ou nunca ocorre. O tratamento a frio pode ser usado em vários casos para promover a porcentagem da transformação e deste modo aumentar as propriedades.

Durante o endurecimento, a martensita progride num processo contínuo desde o início (M_s) até o final (M_f) através do limite da formação martensítica. Exceto em uns poucos aços de alta liga, a formação martensítica inicia de forma bem acima da faixa de temperatura e a transformação é completada até a faixa final de temperatura. A austenita retida tende a ficar presente em alguma quantidade, contudo, quando é considerado excesso para determinadas aplicações, deve ser transformada em martensita e então revenida.

3.5.3- Tratamento a Frio Versus Revenimento

O tratamento a frio imediatamente após a têmpera oferece boa oportunidade para o máximo de transformação da martensita. Em alguns casos, entanto, há um risco disto causar fraturas da peça. Portanto, é importante assegurar a categoria do aço e o destino do produto, deixando tolerar entre realizar o tratamento a frio imediatamente após a têmpera ou após revenimento. Alguns aços devem ser transferidos para o forno de revenimento quando ainda esfriam, fazendo com que minimize a probabilidade a fraturas.

Em muitos instantes, o tratamento a frio não é feito antes do revenimento. Em vários tipos de aplicações industriais, o revenimento é sucedido de profundo resfriamento e novo revenimento sem demora. Por exemplo, mandris, cilindros, pistões, esferas e mancais de rolamentos são tratados desta maneira para manter a estabilidade dimensional. Múltiplos ciclos de resfriamentos são usados para aplicações críticas.

O tratamento a frio é também usado para proporcionar aumento da resistência ao desgaste em materiais semelhantes aos aços ferramentas, alto carbono, aços inox martensíticos e aços ligas para aplicações em que a presença de austenita retida pode resultar em excessivo desgaste. A transformação da austenita retida em serviço pode causar fratura e/ou variação dimensional que possa promover uma falha. Em alguns instantes, mais do que

50% de austenita retida pode ser observada. Em alguns casos, a demora no revenimento depois do tratamento a frio não é permitido, ou a fratura pode desenvolver realmente.

Resfriar o interior de uma região de uma parte complexa abaixo da temperatura ambiente pode ser uma providência útil. Cuidados devem ser tomados, contudo, para evitar projeção de trincas frágeis quando o interior da peça é feito de aço tratado termicamente com alta quantidade de austenita retida, que transforma-se em martensita com resfriamento subzero.

A tensão residual muitas vezes contribui para falha da peça e freqüentemente é resultado de mudança de temperaturas produzido pela expansão térmica e mudança de fases, e conseqüentemente, mudança de volume.

Sob condições normais, o gradiente de temperatura produz uma não uniformidade dimensional e mudança de volume. Em fundidos, por exemplo, tensões compressivas desenvolvem-se em baixos volumes e áreas, com o primeiro resfriamento, e tensões trativas desenvolvem-se em áreas de grande volume, que estão resfriando. Igualmente em grandes fundidos e equipamentos de máquinas de relativa espessura uniforme, a superfície é primeiramente resfriada e o centro depois. Em casos semelhantes, tensões desenvolvidas são resultados da mudança de fases (volume) entre aquelas camadas da primeira transformação e da porção do centro, que transforma-se depois.

Quando mudanças de volume e fases ocorrem em peças de desigual seção transversal, contrações normais devido o resfriamento são opostas ao desenvolvimento da transformação. O resultado das tensões residuais deixa retido até um modo de alívio ser aplicado. Este tipo de tensão é desenvolvido freqüentemente em aços durante a têmpera. Nas superfícies forma-se martensita antes do interior. Apesar do interior da austenita poder estar tensionado para igualar-se a mudança da superfície, subseqüentemente o interior da amostra expande a superfície de martensita, gerando uma tensão na austenita do interior que se transforma. Fraturas em aços alto-carbono surgem devido a tensões semelhantes.

O uso de tratamento a frio é provado ser benéfico para alívio de tensões de fundidos e partes de equipamentos de igual ou não uniforme seção transversal. Os seguintes fatores são devidos ao tratamento:

- Transformação de toda camada é acompanhada quando o material alcança -84°C .
- O aumento no volume devido a martensita exterior é algo neutralizado devido a contração devido a refrigeração.

- Tempo de re-aquecimento é mais facilmente controlado do que o tempo de resfriamento, permitindo equipamentos flexíveis.

- A expansão do centro devido a transformação é algo balanceado pela expansão da casca exterior.

- A peça congelada é mais facilmente manuseada.
- A superfície não é afetada pela baixa temperatura.

Peças que contém variação de elementos de liga e aquelas que tem diferentes tamanhos e pesos podem ser resfriadas simultaneamente.

3.5.4- Limitação do Processo

Em muitas aplicações em que a importância explícita de austenita retida é considerada benéfica, o tratamento a frio pode ser prejudicial. Além disso, múltiplo revenimento é melhor que o ciclo de resfriamento-revenimento, e é geralmente mais praticado para transformação da austenita retida em aços rápidos e aços alto carbono/alto cromo.

3.5.5- Teste de Dureza

Diminuir a leitura da dureza esperada pode indicar excessiva presença de austenita retida. Significativo incremento nesta leitura é um resultado do tratamento a frio indicando a transformação da austenita retida em martensita. A leitura de dureza superficial, semelhante a HR15N, pode mostrar mudanças significativas.

3.5.6- Vantagens do Tratamento a Frio

Ao contrário do tratamento térmico, que requer que a temperatura seja controlada precisamente para evitar inversão, a transformação bem sucedida através do tratamento a frio depende somente da realização do abaixamento mínimo da temperatura para não afetar a peça devido ao resfriamento. Com um resfriamento longo do material a -84°C , a transformação quer ocorrer.

Tempo na Temperatura: depois do completo resfriamento, uma exposição adicional não causa nenhum efeito. Quando é usado aquecimento, tempo de aquecimento e temperatura são

críticos. No tratamento a frio, materiais de diferentes composições e diferentes configurações podem ser resfriados ao mesmo tempo, no entanto cada um pode ter uma diferente ponto de temperatura de transformação. Além disso, a taxa de aquecimento de um material resfriado não é crítico pois a uniformidade é mantida e a variação no gradiente de temperatura é evitado.

A taxa de resfriamento de uma parte aquecida, contudo, é uma influência definitiva no produto final. A formação de martensita durante o tratamento térmico atribui-se ao resfriamento imediato, garantindo que a austenita decomposta não resulte na formação de bainita. Em peças grandes, compostas por seções delgadas e espessas simultaneamente, nem todas as áreas são resfriadas na mesma taxa. Como resultado, as áreas superficiais e nas seções delgadas podem ter alto teor de martensita, e no centro com resfriamento lento pode conter grande quantidade como 30 a 50% de austenita retida.

De lado a transformação da austenita, o resfriamento não leva nenhuma outra transformação metalúrgica. A superfície do material não precisa de nenhum tratamento adicional. O uso de aquecimento freqüentemente causa carepas e outras deformações superficiais que devem ser removidas.

3.5.7- Equipamentos para Tratamento a Frio

Um simples recipiente de resfriamento pode ser usado para transformar a austenita retida em martensita. A temperatura é de aproximadamente -18°C . Em algumas situações, o ensaio de dureza pode ser utilizado para determinar se o tipo de tratamento a frio foi ideal. Gelo seco pode ser colocado no alto do recipiente e fechado, sendo utilizado algum tipo de isolamento do receptáculo para o tratamento a frio. A temperatura superficial do gelo seco é aproximadamente de -78°C , mas a temperatura da câmara é próxima de -60°C .

Uma unidade de refrigeração mecânica na qual circula ar com aproximadamente -87°C é comercialmente utilizável.

Apesar de nitrogênio líquido a -195°C poder ser empregado, este é usado com menos freqüência devido ao seu custo.

3.6- Tratamento Criogênico

Ao contrário do tratamento de subzero, o qual transforma a austenita retida, o tratamento criogênico intenso, em temperaturas a do nitrogênio líquido por longo período (20 a 40 horas), pretende aumento adicional da resistência de ferramentas de aço. O mecanismo envolvido no processo do tratamento criogênico ainda não é bem definido.

De tempo em tempo, desde algumas décadas, as baixas temperatura tem mostrado influência no efeito durante um ciclo de tratamento térmico com relação a performance de aços, particularmente aços ferramentas. Artigos tem sido publicados sobre as vantagens, porém sem detalhes de investigação metalúrgica.

3.6.1- Considerações Básicas da Microestrutura

O usual tratamento térmico de aços ferramenta tende a produzir uma microestrutura contendo uma adequada distribuição de carbeto e um tipo desejado de matriz de martensita revenida. Na maior parte de aços alto carbono e aços ferramenta, significativa quantidade de austenita fica retida depois do endurecimento, pois a linha M_f pode estar em temperaturas bem baixas. Após a conclusão do ciclo de tratamento térmico, a performance do componente vai depender da combinação dos efeitos dos constituintes da microestrutura. Para ter qualquer sensação do tratamento criogênico nas propriedades, é necessário uma visão do contexto do processo sobre os fenômenos de cada um dos constituintes.

3.6.2- Austenita Retida

Apesar de serem inúmeros os efeitos da austenita retida e interligados, o fenômeno é razoavelmente bem entendido:

» Elementos de liga, especialmente o carbono, em solução, fortalecem a austenita. Mais energia é necessária no mecanismo de transformação da martensita. Um grande grau de super-resfriamento é necessário, abaixando a M_f .

» Carbeto resistentes podem ligar-se com o carbono elevado, tendo baixo efeito sobre M_s .

» Aumento na temperatura de austenitização resulta em elevado tamanho de grão austenítico, e também ligas e carbono dissolvido, reduzindo M_s .

» A transformação da austenita em martensita durante o resfriamento não é dependente do tempo, porém está ligado com o grau de resfriamento abaixo de M_s .

» Resfriamento lento ou interrupções no resfriamento podem permitir alívio de tensões e possibilidade da difusão ocorrer, reduzindo a força violenta de formação da martensita, reduzindo de novo M_s .

» Alguns elementos de liga promovem a estabilização da austenita, enquanto outros enibem-a.

» Em aços carbono comuns e aços de baixa liga, a austenita retida transforma-se em bainita, ou é estabilizada, em temperaturas de revenimento relativamente baixas.

» Em aços de alta liga, a austenita remanescente não transformada em temperaturas de revenimento superiores a 450°C ou maior pode transformar-se em martensita sobre resfriamento após a temperatura ambiente.

3.6.3- Martensita

Em relação ao tratamento criogênico intenso, somente poucos pontos são importantes:

» A martensita é supersaturada em carbono que, durante o revenimento, precipita em carbeto, de natureza que depende das ligas contidas e da temperatura de revenimento.

» A instabilidade da martensita está associada com o trabalho de deformação relativo ao deslocamento/macla da estrutura, e com a energia interfacial associada com o limite martensita/limite de austenita retida (quando a austenita esta presente num delgado filme).

» Em temperaturas bem baixas, a energia de ativação para o carbono difundir é tão alta que há possibilidade de formação de precipitados no final do estágio do revenimento.

3.6.4- Carbeto

Assim como a martensita, somente uns poucos pontos necessitam ser analisados aqui, com referência específica para o tratamento criogênico:

» O tipo de carbeto formado durante o revenimento depende principalmente do conteúdo da liga e da temperatura de revenimento. Alguns carbetos no final da microestrutura podem não dissolver durante o tratamento de austenitização.

» O tamanho e a distribuição dos carbetos precipitados fora da parte da martensita (ou da austenita retida) durante revenimento dependem da nucleação e do fenômeno de crescimento, influenciados dentro da transformação pelo um número de fatores, incluindo o histórico térmico anterior.

» A nucleação e o crescimento são dependentes do tempo.

3.6.5- Endurecimento Secundário

O fenômeno de endurecimento secundário em alguns aços ferramenta de alta liga é causado pela combinação de dois principais mecanismos:

» Transformação da austenita retida em martensita condicionada pelo resfriamento.

» Precipitação com fina distribuição de ligas de carbetos

» Outro mecanismo de fortalecimento/endurecimento inclui o endurecimento por solução de elementos de liga e o fortalecimento devido ao impedimento de crescimento de grão por alguns carbetos de liga.

3.6.6- Propriedades Obtidas pelo Tratamento Criogênico

Nos vários artigos publicados durante os últimos anos, uma larga faixa de propriedades tem sido conseguidas. Nestas incluem:

» Dureza. Em vários casos há acréscimos de dureza de 1-3 pontos HRC, apesar de alguns autores informarem que há pequeno incremento na dureza.

» Resistência. Alega-se que o incremento de resistência não é surpreendente.

» Resistência a abrasão/maior uniformidade na forma de desgaste. Uma das maiores propriedades atingidas é o incremento da resistência ao desgaste.

» Estabilidade dimensional. Esta é a proposta original do tratamento criogênico, para estabilidade dimensional por eliminação da possibilidade da transformação espontânea da austenita retida subsequente ao final do tratamento térmico.

» Resistência a corrosão intergranular. Há autores que alegam que consegue-se uma melhora na resistência a corrosão intergranular devido a redução da difusão na fronteira de grão.

Numa primeira visão, aí aparecem muitas confusões e conflitos devido ambas propriedades requeridas, e além disso, o mecanismo para causar os efeitos. O que aumenta a complicação é que muitos autores não especificam os detalhes exatos que o tratamento empreende. Alguma das aparentes anomalias são:

Porque muitos autores implicam em uma melhora na dureza, devido a transformação da austenita retida, enquanto outros alegam pouca mudança?

Muitos tratamentos são realizados na região de -80°C , enquanto só alguns são a -196°C .

3.6.7- Uma Explicação sobre o Fenômeno Envolvido no Tratamento Criogênico Intenso

Muitos trabalhos foram desenvolvidos e alguns resultados foram atingidos. Um deles, baseado em aço ferramenta para trabalho a frio (D2) e aço-rápido (ASP 230), indicou que eles tem dois fenômenos ou mecanismos envolvidos completamente diferentes. Os dois fenômenos tem efeitos distintos, e esta confusão entre eles causa um aparente conflito de resultados em algumas literaturas.

Mecanismo I: Transformação da Austenita Retida

O mecanismo é conhecido e o resultado é devido ao resfriamento próximo ou abaixo da efetiva M_s . A grande maioria da austenita na estrutura se transforma em martensita e resulta num aumento de dureza. A eliminação da austenita retida também estabiliza as dimensões da peça. O efeito é largamente completo para maioria dos aços em temperatura próximas de -80°C e -110°C , abastecido daquela austenita não estável, sustentada por longo tempo na temperatura ambiente ou acima, anterior ao tratamento criogênico. O efeito do tratamento criogênico é:

Um aumento de dureza.

Redução na resistência.

Somente um modesto, se algum, acréscimo da resistência ao desgaste.

Estabilidade dimensional.

Mecanismo 2: Condicionamento de martensita a baixa temperatura

Continuando com resfriamento da martensita, bem abaixo da temperatura de sua formação, e manter nesta baixa temperatura durante tempo suficiente, promove a formação de um grande número de partículas finas de carbeto no revenimento. O resultado é uma melhora na resistência ao desgaste, mas pouco ou nada na dureza (isto é em fato uma redução inicial da dureza, mas largamente recuperado depois de um tempo suficiente de resfriamento). A aparência da distribuição dos carbeto tem sido bem relatada pelos autores.

O mecanismo exato deste “condicionamento a baixa temperatura” da martensita não é inteiramente sabido. É possível que a continuação do resfriamento aumenta a energia de tensão e instabilidade da martensita, e possibilita algum efeito no deslocamento da estrutura como contração do retículo cristalino. Dando suficiente tempo na temperatura baixa, átomos de carbono podem migrar e agruparem-se (embora lentamente nesta temperatura, conseqüentemente necessitando longo tempo de resfriamento, 24 a 72 horas). Com subsequente aquecimento acima da temperatura ambiente, os sitios funcionam como núcleos para formação de finas partícula de carbeto observadas em intensos tratamento criogênicos de aços.

O mecanismo dá maior benefício no efeito em peças trabalhadas com mínimo de austenita retida (mais martensita) na estrutura, indicando que o efeito é na martensita, e não na austenita retida. O efeito é dependente da temperatura e do tempo (tempo de resfriamento na temperatura criogênica intensa); o abaixamento da temperatura e longo tempo de resfriamento resultam numa distribuição fina dos carbeto e o maior aumento na resistência ao desgaste. O mecanismo de total efeito do tratamento criogênico intenso é:

Um grande número de finas partículas de carbeto na microestrutura.

Uma divisão diferente dos elementos de liga entre a matriz e carbeto, comparado com o convencional tratamento de aços.

Um aumento na resistência ao desgaste.

Pouco ou nenhum aumento de dureza.

Não ocorre endurecimento secundário se o revenimento for na faixa normal de temperatura.

3.6.8- Papel das Precipitações de Eta-Carbeto no Aumento da Resistência ao Desgaste

O tratamento a frio (abaixo de zero), parte indispensável do tratamento térmico de ligas de aços ferramenta, oferece aumentos consideráveis na resistência ao desgaste. É amplamente aceito que o fator mais importante para esse sucesso é a remoção da austenita retida. O tratamento a frio convencional é realizado acima de -100°C e essa temperatura acredita-se ser suficiente para transformar qualquer austenita retida em martensita na microestrutura temperada. No entanto, evidências mais recentes mostram que a resistência ao desgaste é aumentada por tratamento a frio, a temperaturas (criogênicas) ultra baixas (tratamento ultra abaixo de zero), como à temperatura do nitrogênio líquido. Apesar dos numerosos êxitos práticos do tratamento criogênico, não foi estabelecido nenhum consenso metalúrgico. De acordo com o conhecimento atual, pode ser dividida da seguinte forma: a- o estágio 0, a formação de agrupamentos de átomos de carbono, estruturas moduladas e estruturas ordenadas; b- o 1º estágio, na qual a martensita se decompõe em martensita de baixo carbono, contendo de 0,2 a 0,3% em peso de carbono e partículas de carbeto de transição; c- o 2º estágio, a decomposição da austenita retida em ferrita e cementita; d- o 3º estágio, conversão de carbeto de transição em cementita e completa perda de tetragonalidade da martensita.

Embora muitos trabalhos sobre fenômenos no revenimento tenham sido feitos, ainda não foi obtido um entendimento completo e satisfatório dos mecanismos das alterações estruturais. O estágio 0, prioritário à precipitação do carbeto, e o 1º estágio foram de interesse nas últimas décadas. No entanto, não foi dada tanta atenção ao estudo dos efeitos do tratamento criogênico na precipitação do carbeto na martensita durante o revenimento.

É aceito que um fator primordial no aumento da resistência ao desgaste através do tratamento a temperatura abaixo de zero e ultra abaixo de zero é a remoção da austenita retida e da formação de uma estrutura homogênea de martensita, embora a dureza dificilmente se altere.

A austenita retida pode prevenir a propagação das trincas alterando a direção do crescimento de uma trinca avançada ou por grande absorção de energia. Segue-se que o tratamento criogênico contribui para a resistência ao desgaste devido à precipitação de eta-carbeto (η -carbeto) e não pela remoção da austenita retida.

3.6.9- Mecanismo da Precipitação de Eta-Carbeto

Um modelo da transformação do sistema beta-ortorrômbico é proposto. É sabido que a deformação do reticulado cristalino da martensita resulta do tratamento criogênico. As fig. 6(a) e 6(b) representam a relação entre (010) o plano η -carbeto e o plano martensita (110).

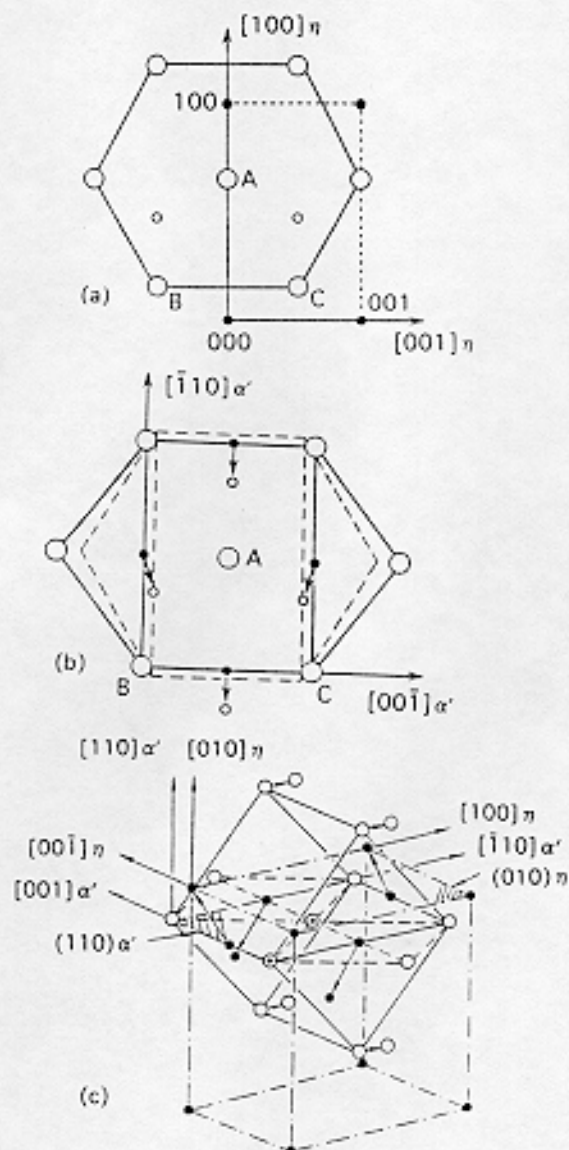


Fig. 6 - Arranjo atômico do carbeto eta.

A existência dessa correspondência da rede entre duas fases implica que (010), o plano η -carbeto, deriva do (110), plano martensita, e [100], [010] e [001] as direções do η -carbeto derivam das direções da martensita [110], [010] e [001], respectivamente. Na estrutura do η -carbeto, átomos de carbono estão nos interstícios octaédricos, e átomos de ferro ou substitucionais assumem um arranjo heptagonal. A distância entre átomos de ferro vizinhos ou de átomos substituídos no η -carbeto e na martensita é $AB(\eta) > AB(\alpha')$, $BC(\eta) < BC(\alpha')$.

A deformação da rede supostamente converge a rede beta-original em rede de carbeto ortorrômbica através do reajuste dos átomos de ferro ou substituídos devido à contração ao longo da [110] e [110] na direção martensita e à expansão ao longo da [001]. Correspondentemente, uma pequena mudança dos átomos de carbono é requisitada nos planos de martensita (110), para se obter franjeamento do átomo de carbono do η -carbeto. Isso pode ser apresentado como na rede beta, átomos de carbono em posições $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0)$ e $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 1)$ no plano martensita (110) com $a/12$ [150], que pode ser explicado $a/6$ [110] + $a/4$ [110] e os na posição $(0, 1, \frac{1}{2})$ e $(1, 0, \frac{1}{2})$, $a/12$ [510], quer dizer, $a/6$ [110] + $a/4$ [110], onde a significa o parâmetro da rede da martensita. Além do mais, antes da contração e expansão, uma mistura dos átomos de ferro, ou substituídos $a/6$ [110], num plano de martensita (110) alternado é necessário para se adequar à configuração descrita pela estrutura do η -carbeto. Alternativamente, átomos de ferro nos outros planos de martensita (110) também mudam correspondentemente, como indicado acima. A fig. 6 (c) mostra a transformação do sistema beta-ortorrômbico. O círculo simples indica átomos de ferro, os duplos indicam átomos de ferro que pertencem às células de duas unidades e os indicam átomos de carbono. A direção do re-arranjo dos átomos é mostrada por uma seta. Sugere-se, através da observação em microscopia de tunelamento (MET) e análise cristalográfica do carbeto, que núcleos de carbeto formam-se heterogeneamente ao longo das faixas ricas em carbono que se desenvolvem durante a decomposição da martensita.

É bem sabido que a precipitação de η -carbeto aumenta a força e a dureza de matriz da martensita e aumenta a resistência ao desgaste.

Assim, pode-se concluir alguns pontos:

» O tratamento criogênico aumenta dramaticamente a resistência ao desgaste, especialmente numa alta velocidade de deslocamento. As amostras após o tratamento mostram um mínimo de desgaste.

» Ao contrário do tratamento a frio, o tratamento criogênico promove uma precipitação preferencial de η -carbeto.

» O mecanismo de formação do η -carbeto acredita-se ser da seguinte forma: átomos de ferro expandem e se contraem, e os átomos de carbono alteram-se levemente devido à deformação da rede como resultado do tratamento criogênico.

» O mecanismo pelo qual o tratamento criogênico contribui para a resistência ao desgaste é a precipitação de η -carbeto, que aumenta a força e dureza da matriz de martensita, mais do que a remoção da austenita retida.

Outros trabalhos têm identificado efeitos específicos com o encharque em baixa temperatura nas propriedades de aços carbono e aços ferramenta. Mazur⁽⁶⁾ investigou o efeito do tratamento criogênico nos parâmetros do reticulado cristalino da austenita e da martensita, usando dois aços carbono. Ele achou que o reticulado era constante e era o mesmo para aços temperados em salmoura, ar líquido e hélio líquido. O tratamento criogênico fez reduzir o tamanho de grão para 1 a 4%. Este refino da estrutura granular resultou em algum aumento da resistência ao desgaste.

Em experiências em tornos de usinagem com ferramentas de aço rápido, pode-se deduzir que o tratamento criogênico resulta na completa transformação da austenita retida em martensita, junto com uma formação adicional de finas partículas de carbeto. Ambos os fatores tendem a aumentar a resistência ao desgaste de aços.

Testes práticos de usinagem com aços ferramentas foram realizados no Departamento de Engenharia Mecânica na Universidade de Louisiana e comprovaram o aumento na resistência ao desgaste das amostras que sofreram resfriamento criogênico lento e permaneceram na temperatura de -184°C por 20 horas⁽⁸⁾.

A conclusão dos estudiosos envolvidos neste trabalho levou a análise de dois mecanismos envolvidos no processo:

Primeiro, toda a austenita retida é transformada durante o resfriamento e a martensita originada a partir daí é revenida após o tratamento. Esta martensita resiste muito mais à deformação plástica do que a estrutura austenítica, é claro, devido aos pequenos átomos de carbono nas agulhas da martensita os quais juntam-se aos átomos de ferro mais fortemente do que na estrutura cúbica de face centrada da austenita.

Segundo, o tratamento criogênico em aços alta liga, resulta na formação de pequenos carbetos, presentes no aço, juntando-se à matriz martensítica, auxiliando no endurecimento e melhorando a resistência ao desgaste abrasivo da estrutura.

Durante a afiação, o processo que se passa é de um desgaste em alta velocidade desenvolvendo microtrincas na superfície da ferramenta. Nestas condições, o material com tratamento criogênico é afiado na mesma taxa que um material não tratado, pois a dureza é a mesma nos dois casos. Isto significa que o tratamento criogênico não dificulta a afiação das ferramentas e a afiação não reduz a resistência ao desgaste destas ferramentas.

3.6.10- Ciclo Total de Tratamento Térmico

Em particular, a seleção cuidadosa do tratamento de austenitização é muito importante:

Se o objetivo é o máximo de dureza e conseqüentemente resistência ao desgaste, então a alta temperatura de austenitização deve ser escolhida, para o máximo de carbono e liga em solução, admitindo uma percentagem de austenita retida, que é então transformada em martensita durante o tratamento a frio. Isto pode seguir de uma simples temperatura baixa. Utiliza-se este tipo de tratamento, ele é totalmente possível para atingir 65 HRC para um aço D2, por exemplo.

Se um incremento na tenacidade for o verdadeiro objetivo, então realiza-se usando uma temperatura de austenitização mais baixa da normal (minimizando a quantidade de austenita retida) e então o tratamento criogênico intenso. O resultado é um significativo aumento da tenacidade (por exemplo a dureza de 58 HRC num aço D2).

Aí há portanto uma escolha entre tenacidade ou resistência ao desgaste: tratamento criogênico intenso pode dar significativo incremento em cada uma das propriedades, mas não em ambas ao mesmo tempo.

3.6.11- Ciclo do Tratamento Criogênico

Um típico tratamento criogênico consiste em fazer um resfriamento lento abaixo da temperatura ambiente (aproximadamente $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$) até a temperatura do nitrogênio líquido.

Quando o material alcançar aproximadamente -193°C , este é mantido em encharque durante um tempo apropriado (24 horas). Ao fim do período de encharque, o material é removido do nitrogênio líquido e deixado aquecer até a faixa da temperatura do ar.

No ciclo de resfriamento conduzido em nitrogênio gasoso, a temperatura pode ser bem controlada e o choque térmico do material é evitado ⁽⁵⁾. Um ciclo simples de revenido é usualmente realizado depois do tratamento criogênico para melhorar a resistência ao impacto, apesar do ciclo duplo ou triplo de revenido também serem utilizados às vezes.

3.6.12- Cinética do Tratamento Criogênico

Há várias teorias relativas ao motivo dos efeitos do tratamento criogênico. Uma teoria envolve a provável transformação completa da austenita retida em martensita. Esta teoria é verificada através de análise de difração de raios-x. Outra teoria é baseada no endurecimento do material a partir da precipitação de carbeto microscópicos resultantes do tratamento criogênico. Aliado a isto, são reduzidas as tensões internas na martensita quando ocorre a precipitação destes carbeto. A redução na tendência a microfaturas resultante da diminuição das tensões internas é também proposto como motivo de aumento de propriedades.

A resistência a abrasão é a principal propriedade investigada, como sendo um parâmetro de estudo.

O tratamento a frio a -84°C proporcionou um aumento na resistência ao desgaste de 18 para 104%, mas o tratamento criogênico mostra aumento no resultado de 104 para 560%.

A resistência a corrosão em água saturada com H_2S também torna-se maior após tratamento criogênico em aço inox e aço ferramenta.

Houve decréscimo da taxa de corrosão. O mecanismo sugerido para este fato é o refinamento de grão, devido a limitação da difusão do H_2S no metal. O aço tipo 316, aço inox austenítico, é suscetível a corrosão intergranular, e o refinamento aparente de grão não teve um grande efeito na taxa de corrosão.

Estes estudos científicos serviram para mostrar os efeitos do tratamento criogênico. Vários outros casos estudados com alguns resultados aparecem em jornais técnicos e publicações de engenharia. A variação dos resultados listado neste artigo não invalida a eficácia do tratamento criogênico; porém não foi provado a eficácia do tratamento criogênico.

3.6.13- Equipamento para o Tratamento Criogênico

O sistema de nitrogênio líquido tornou-se um método comum para atingir temperaturas criogênicas. Os dois sistemas são descritos abaixo:

Um sistema de troca de calor em que passa nitrogênio líquido através de um conversor de calor. O gás expelido da unidade é levado ao coletor de nitrogênio gasoso. A atmosfera da câmara é dirigida ao coletor de calor por um ventilador. Em algumas versões do sistema, o resfriamento é auxiliado com “spray” de nitrogênio líquido diretamente na câmara.

Outro sistema, de “spray”, pulveriza nitrogênio líquido direto na câmara, enquanto um ventilador faz os gases circularem. Neste sistema, o consumo de gás não pode ser recuperado para ser utilizado novamente. O equipamento designado não permite que o nitrogênio líquido entre em contato direto com a zona de trabalho, reduzindo a probabilidade de choque térmico.

Nos dois sistemas, os controladores de temperatura são usados para controle do fluxo de nitrogênio líquido (através de uma válvula solenóide) e monitorar a temperatura de trabalho. As tabelas de temperatura do ciclo fornecem o registro do processo ⁽⁵⁾.

4- PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

4.1- Preparação das Amostras

Na preparação das amostras para os devidos ensaios, utilizou-se uma só barra redonda do aço ABNT M2, para que não houvesse interferência nos parâmetros de composição química ou outras características metalúrgicas.

Sendo assim, foram usinados as seguintes amostras:

8 corpos de prova para ensaio de K_{Ic}

6 corpos de prova para ensaio Charpy

12 corpos de prova para ensaio de resistência ao desgaste

2 corpos de prova para análise de difração de raios-x

4.2- Processo de Tratamento térmico

Os tratamentos térmicos das amostras foram realizados na empresa Brasimet, em São Leopoldo, utilizando banhos de sais fundidos especiais para aços rápidos. O processo seguiu os seguintes parâmetros:

- » pré-aquecimento em um forno de resistência a 600°C por 15 minutos
- » pré-aquecimento em forno de sais fundidos a 880°C por 30 minutos
- » austenitização a 1170°C em banho de sal por 120 segundos
- » resfriamento em banho de sal fundido a 540°C, permanecendo as amostras neste banho por 3 minutos.

Após têmpera as amostras seguiram imediatamente para o processo de revenimento, antes que a temperatura destas atingisse 60°C.

O processo de revenimento foi realizado a 540°C, num período de 1 hora e 30 minutos, sendo repetido três vezes, ou seja, um triplo revenimento. As amostras para o ensaio de difração de raios-x sofreram apenas um alívio de tensões após a têmpera, realizado a 180°C por 2 horas.

TRATAMENTO TÉRMICO

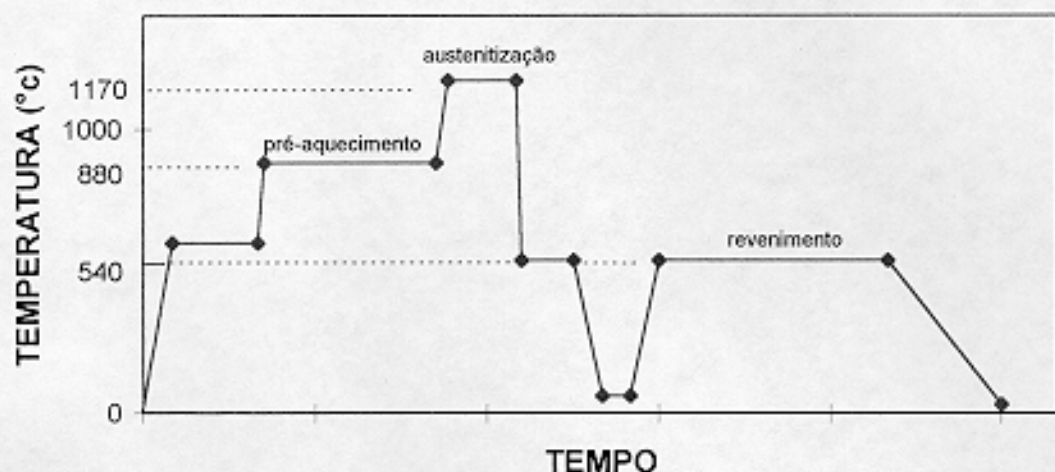


fig. 7 - Processo de tratamento térmico.

4.3- Tratamento Criogênico

O tratamento criogênico das amostras foi realizado no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), da UFRGS.

Para que não houvesse choque térmico das amostras, foi realizado um abaixamento da temperatura através da mistura de nitrogênio líquido e álcool etílico colocados em uma caixa de isopor. À medida que era adicionado nitrogênio líquido, a temperatura baixava, sendo a temperatura controlada através da leitura em um multímetro, ligado a um termopar tipo "J", imerso no meio que continha a mistura.

O abaixamento da temperatura foi realizado de modo gradual, levando um tempo total de 2 horas para atingir cerca de -130°C . Após as amostras foram transferidas para uma câmara contendo nitrogênio líquido puro e aí permaneceram por 22 horas.

Completado o tempo do tratamento criogênico, as amostras foram retiradas cuidadosamente da câmara de nitrogênio líquido e colocadas numa caixa de isopor, contendo uma mistura de nitrogênio líquido e álcool etílico. O aquecimento foi realizado através de adições de álcool na mistura. Paralelamente foi efetuado o controle da temperatura (termopar tipo "J").

4.4- Medição de Dureza

Foram medidas as durezas dos corpos de prova tratados normalmente e submetidos ao tratamento criogênico. A medida foi em escala de dureza Vickers com carga de 30 kg.

4.5- Ensaio de Desgaste

O ensaio de desgaste abrasivo foi realizado no Laboratório de Materiais Cerâmicos (LACER), da UFRGS, numa máquina VEB - Thüringer Industriewerk Rauenstein especial para ensaios de abrasão. Todas os corpos de prova foram pesados em uma balança eletrônica de precisão METTLER AE200.

As amostras, com dimensões 15 x 7 x 5 mm (área de desgaste de 105 mm²), foram fixadas no suporte da máquina, o qual transladava e rotava ao mesmo tempo sobre uma lixa em movimento contínuo, simulando um desgaste superficial em uma das faces do corpo de prova.

Cada amostra foi ensaiada cinco vezes consecutivas. Ao final do experimento, as amostras foram lavadas com acetona e submetidas a nova pesagem, para análise de perda de massa.

Abaixo é mostrado uma foto da máquina respectiva ao ensaio de desgaste abrasivo.

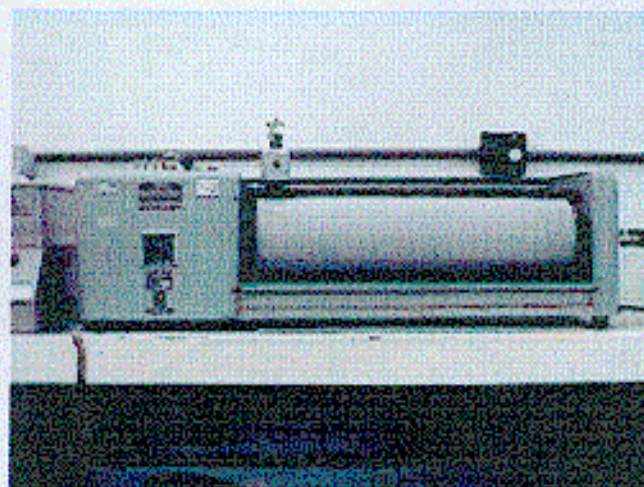


fig. 8 - Máquina de ensaio de resistência ao desgaste.

4.6- Análise Metalográfica

Foram submetidos a corte metalográfico em cortadeira com disco de corte para material duro e refrigeração com água amostras com tratamento térmico convencional e amostras submetidas ao tratamento criogênico. Estas foram embutidas a quente em prensa hidráulica, em seguida sofreram seqüência de lixamento com lixas d'água grão 120, 320, 400, 600 e 1000 e polimento mecânico com pasta de diamante de 3 μm e 1 μm e lubrificação com álcool etílico. Após sofreram ataque com reagente químico de Nital 4%, a fim de revelar as fases presentes. Os corpos de prova foram analisados em microscópio ótico e em seguida retirados da baquelite para análise no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Além da análise metalográfica foi realizada uma análise química utilizando a microsonda EDAX XL-20 acoplada ao MEV, com intuito de analisar a composição química dos Carbeto precipitados na matriz martensítica.

4.7- Determinação do Percentual de Carbeto Precipitados

A determinação do percentual de Carbeto precipitados no tratamento convencional e criogênico foi realizada através do tratamento de imagens no MEV e no Analisador Gráfico de Imagens (Software Analysis). Este sistema consiste de um analisador gráfico de imagens acoplado ao MEV, o qual, através de importação de imagens, as analisa em função dos tons de cinza. Estas imagens importadas são filtradas em filtros matriciais ou morfológicos.

Especificamente para análise de fases presentes, após o tratamento de imagens, pode-se imprimir cores diferentes para cada fase presente na microestrutura e assim fazer uma contagem do percentual de cada uma através de uma planilha, a qual fornece a área das fases e o percentual de uma determinada fase em relação a área total.

4.8- Determinação de Fases por Análise de Difração de Raios-X

Foram executadas análises por difração de raios-x em amostras com tratamento convencional e criogênico, com a intenção de identificar a presença do carbeto eta, tido como principal responsável pela melhora na resistência ao desgaste. As amostras analisada receberam preparação metalográfica necessária ao ensaio.

Foram utilizados como parâmetros de ensaio:

- » faixa angular (2θ): $40^\circ - 70^\circ$
- » passo angular: $0,05^\circ$
- » fonte: $\text{CuK}\alpha$ com comprimento de onda (λ) de $1,54178 \text{ \AA}$
- » tempo de exposição: 10 s

4.9- Ensaio de Impacto Charpy

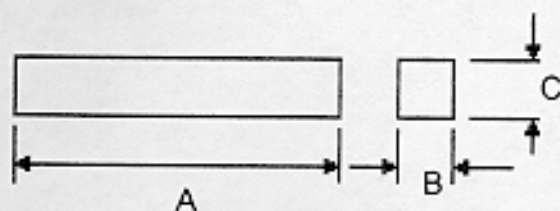
O ensaio Charpy destaca-se por sua simplicidade e aceitação quase universal para determinação da faixa de transição da fratura frágil-dúctil.

A energia gasta para romper o corpo de prova apoiada na base do sistema é a característica medida no ensaio e geralmente é expressa em kgf.m .

A observação da superfície da fratura é uma análise importante do ensaio Charpy. A fratura poderá ser fibrosa (fratura cisalhante), transgranular frágil (fratura por clivagem) ou então uma mistura destas duas. A superfície da fratura por clivagem apresenta elevada refletividade e aparência de brilhante, enquanto a superfície da fratura dúctil fibrosa apresenta-se opaca.

O ensaio Charpy é muito utilizado para comparar a influência dos elementos de liga e tratamentos térmicos na tenacidade do material.

As medidas do corpo de prova conforme a norma da ASTM E23-91 são apresentadas a seguir:



A	$55 \pm 2,5 \text{ mm}$
B	10 mm
C	10 mm

fig. 9 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto Charpy.

Objetivando avaliar melhor a influência do tratamento criogênico, os corpos de prova foram confeccionados sem o entalhe, devido a baixa tenacidade da classe de aços ensaiada.

4.10- Ensaio de Tenacidade à Fratura

Este ensaio foi realizado no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Engenharia Mecânica da UFRGS. Foi utilizado foi uma prensa hidráulica a qual aplicava uma força sobre os corpos de prova, e, através de um programa de computador acoplado ao equipamento, pode-se obter o valor da carga máxima antes da fratura completa das amostras.

O ensaio envolve o teste de amostras que possuíam pré-trincas de fadiga, simulando o estado triaxial de tensões. As amostras foram submetidas a uma carga crescente até que houvesse a propagação da trinca e conseqüente ruptura.

O valor de K_{Ic} foi calculado de acordo com uma equação específica, incorporada ao software do equipamento, utilizando o valor da carga máxima antes da ruptura do corpo de prova, determinado pelo estado elástico de tensões.

A propriedade de K_{Ic} , determinada pelo método empregado, caracteriza a resistência do material a fratura em um ambiente neutro e na presença de uma trinca sob severa restrição de deformação. O valor de K_{Ic} representa o limite inferior de resistência a fratura.

A validade para determinação do valor de K_{Ic} depende de estabelecer a condição da pré-trinca para um adequado tamanho de corpo de prova.

Para a confecção dos corpos de prova, houve a necessidade de respeitar alguns pontos, com o objetivo do ensaio ser realizado na zona linear elástica.

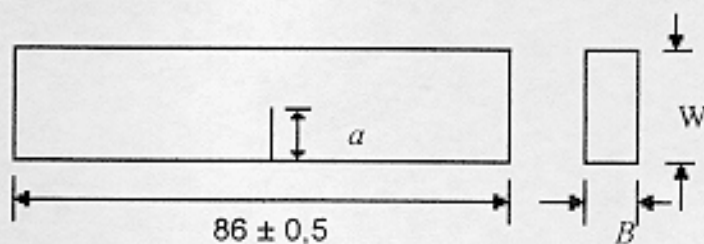


fig. 10 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de tenacidade à fratura.

Conforme a Mecânica da Fratura Linear Elástica, deve-se respeitar:

$$a e B \geq 2,5 \cdot (K_{Ic} / \sigma_{YS})^2$$

Sabendo que o K_{Ic} teórico do aço ABNT M2 $\cong 30 \text{ MPa} \cdot (\text{m})^{1/2}$ e
 $\sigma_{YS} \text{ (M2)} = 1600 \text{ MPa}$ (no mínimo)

$$a, B \geq 2,5 \cdot (30 / 1600)^2 = 0,00089 \text{ m} = 0,89 \text{ mm}$$

Desta forma, escolheu-se um valor intermediário, mais aplicável a prática e comum para a máquina a qual foi utilizada, sendo:

$$a, B = 9,5 \text{ mm e } W = 19 \text{ mm}$$

A seguir são apresentadas algumas curvas características deste ensaio.

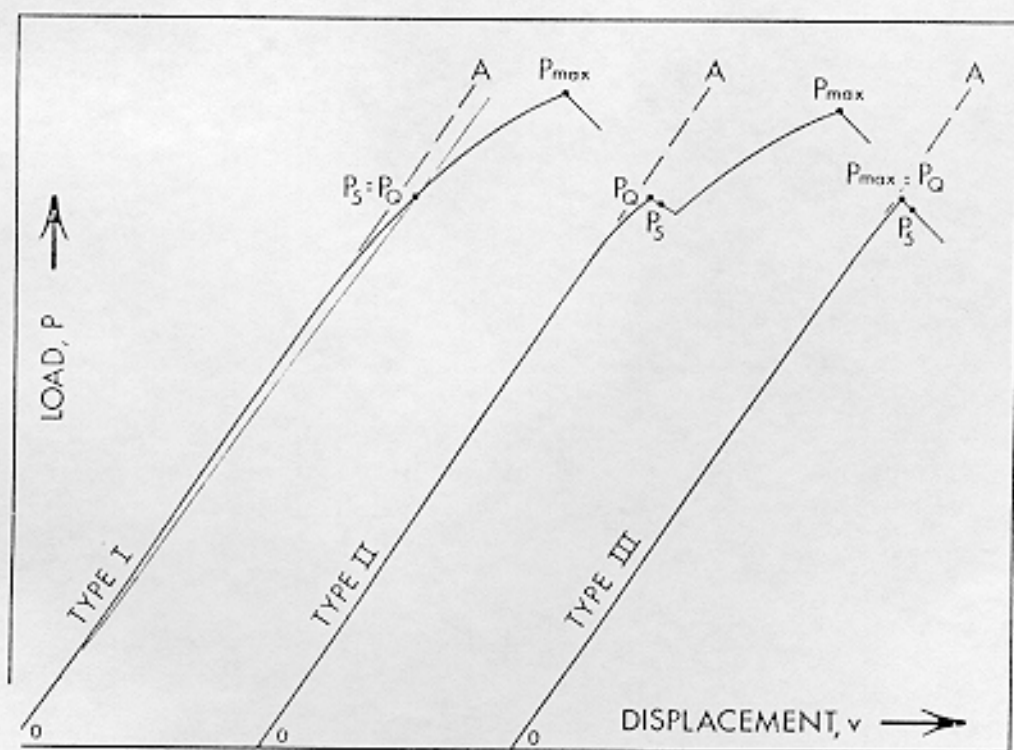


fig. 11 - Curvas características do ensaio de tenacidade à fratura.

O aço tipo ABNT M2 tem uma curva característica com o tipo I, porém com maior ângulo de inclinação, devido sua baixa tenacidade.

5- RESULTADOS

5.1- Determinação Experimental das Curvas de Resfriamento e Aquecimento

Através do controle de temperatura realizado com um termopar imerso nos meios de resfriamento e aquecimento do tratamento criogênico, pode-se plotar os seguintes gráficos:

Curva Experimental de Resfriamento

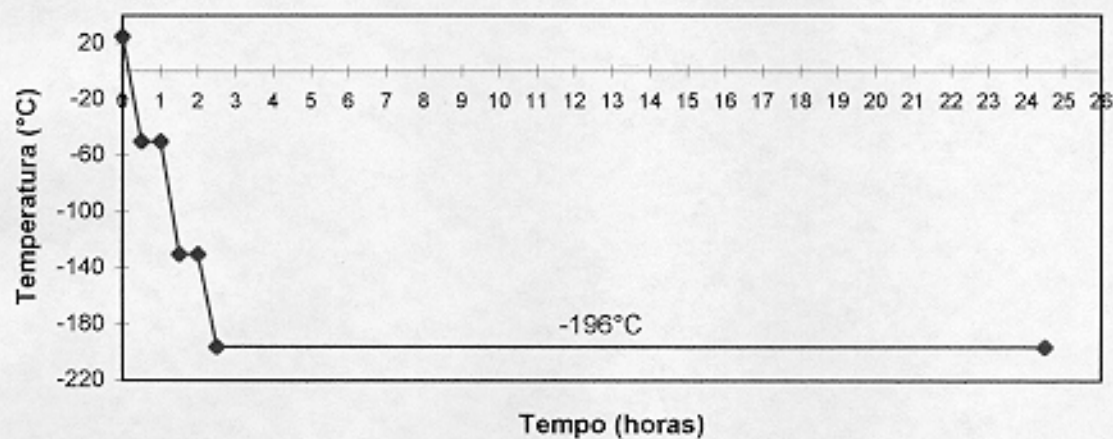


fig. 12 - Curva Experimental de Resfriamento

Curva de aquecimento em mistura aberta de nitrogênio líquido e álcool etílico

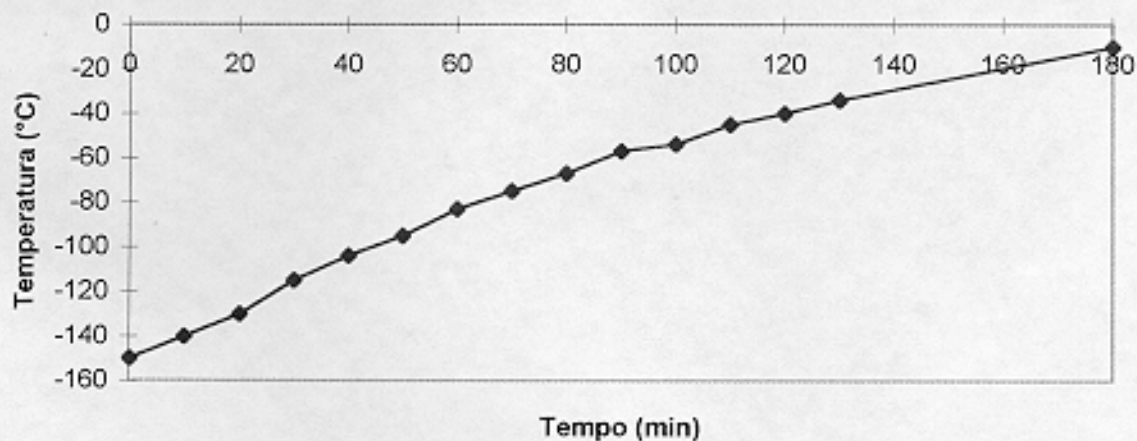


fig. 13 - Curva de aquecimento em mistura aberta de álcool etílico e nitrogênio líquido.

A partir da curva de aquecimento, pode-se calcular a taxa de aquecimento média que sofreram as amostras com tratamento criogênico:

$$\text{Taxa de aquecimento média} = \frac{-10 - (-150) \text{ } ^\circ\text{C}}{180 \text{ min}}$$

$$T_{\text{AqM}} = 0,77 \text{ } ^\circ\text{C/min}$$

5.2- Medição de Dureza

A seguir é apresentado uma tabela das dureza respectivas as amostras com tratamento térmico convencional e das amostras com tratamento criogênico:

Dureza das Amostras com Tratamento Convencional e Criogênico

tabela 2 - Dureza das amostras na escala HV30.

Dureza (HV30)	
Tratamento Convencional	Tratamento Criogênico
823	836
856	876
836	856
856	856

Média das dureza no tratamento convencional = 842,8 HV desvio padrão = 23,3

Média das dureza no tratamento criogênico = 856 HV desvio padrão = 14,1

A média dos valores de dureza com tratamento criogênico ficou poucos pontos superior ao tratamento convencional, o que corresponde a 13,2 pontos na escala de dureza Vickers ou 1 ponto na escala Rockwell C.

5.3- Ensaio de Desgaste

As medidas respectivas as pesagens dos corpos de prova, assim como a perda de massa, são mostrados a seguir:

Perda de Massa após Ensaio de Desgaste

tabela 3 - Pesagem das amostras ensaiadas em dispositivo de desgaste abrasivo.

Identificação	Massa Anterior (g)	Massa Posterior (g)	Perda de Massa (g)	Perda Percentual	Média de Perda de Massa
TN1	8,3422	8,0384	0,3038	3,6417	0,3324
TN2	8,3222	7,9975	0,3247	3,9016	
TN3	8,3202	7,9484	0,3718	4,4686	
TN4	8,2823	7,9270	0,3553	4,2899	
TN5	8,2839	7,9602	0,3237	3,9076	
TN6*	8,3645	8,0495	0,3150	3,7659	
TC1	8,3901	8,1000	0,2901	3,4576	0,2745
TC2	8,3196	8,0399	0,2797	3,3619	
TC3	8,3691	8,1175	0,2516	3,0063	
TC4	8,3228	7,9881	0,3347	4,0215	
TC5	8,3445	8,0372	0,3073	3,6827	
TC6*	8,3486	8,1650	0,1836	2,1992	

*= amostras ensaiadas com lixas usadas

A resistência ao desgaste foi avaliada quanto a perda de massa, através do seguinte cálculo:

$$\% \text{ aumento resist.} = \frac{\text{Média perda massa Crio} - \text{Média perda massa conv.}}{\text{Média perda massa conv.}}$$

$$\% \text{ aumento resist.} = \frac{0,2745 - 0,3324}{0,3324}$$

$$\% \text{ aumento resist.} = 17,41\%$$

Conforme análise de perda de massa, verificou-se um aumento na resistência ao desgaste abrasivo para as amostras que sofreram tratamento criogênico na ordem de 17 %.

5.4- Análise Metalográfica

As microestruturas do aço ABNT M2 obtidas por análise metalográfica no Microscópio Eletrônico de Varredura correspondentes ao tratamento térmico convencional e criogênico são apresentadas a seguir.

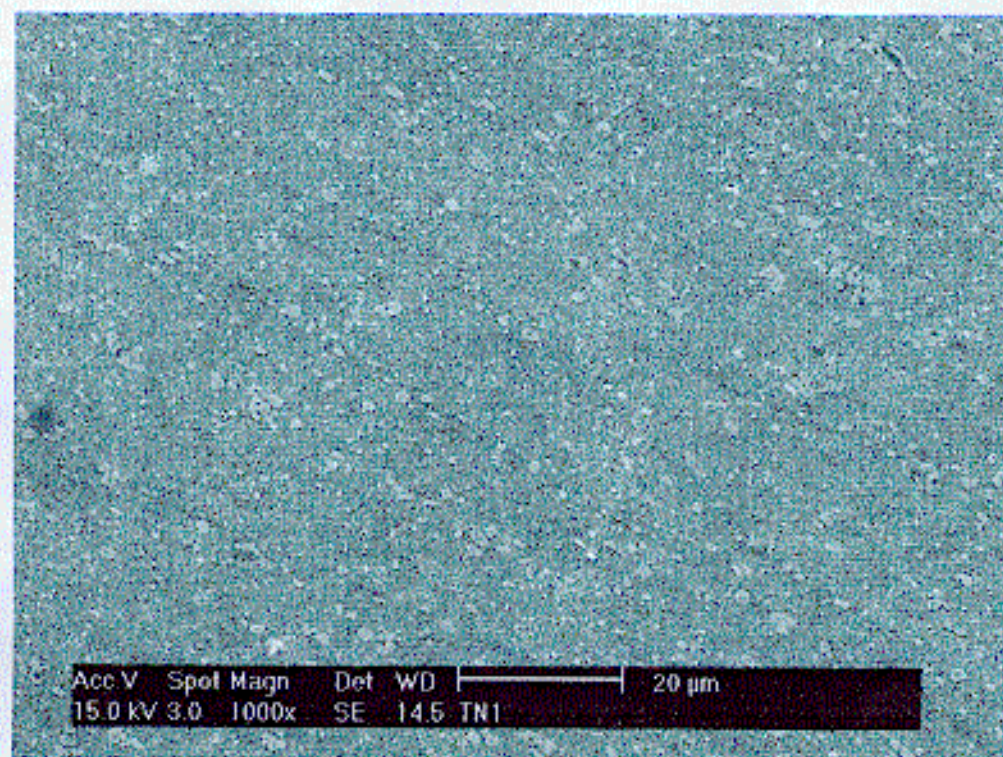


fig. 14 - Metalografia de amostra com tratamento térmico convencional.

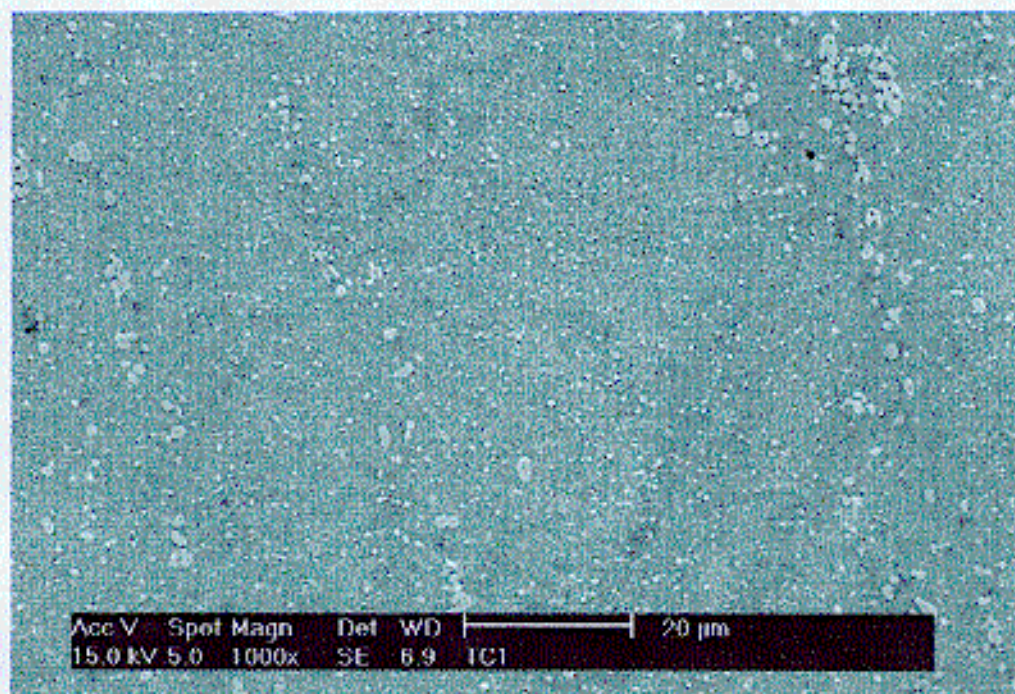


fig. 15 - Metalografia de amostra com tratamento térmico e criogênico.

A metalografia revelou uma matriz martensítica revenida com precipitação de finos carbeto secundários.

Pode-se perceber, a partir da análise de composição química, realizada pela microsonda, a existência de diferentes carbeto, conforme espectros e tabelas de composição química mostradas abaixo.

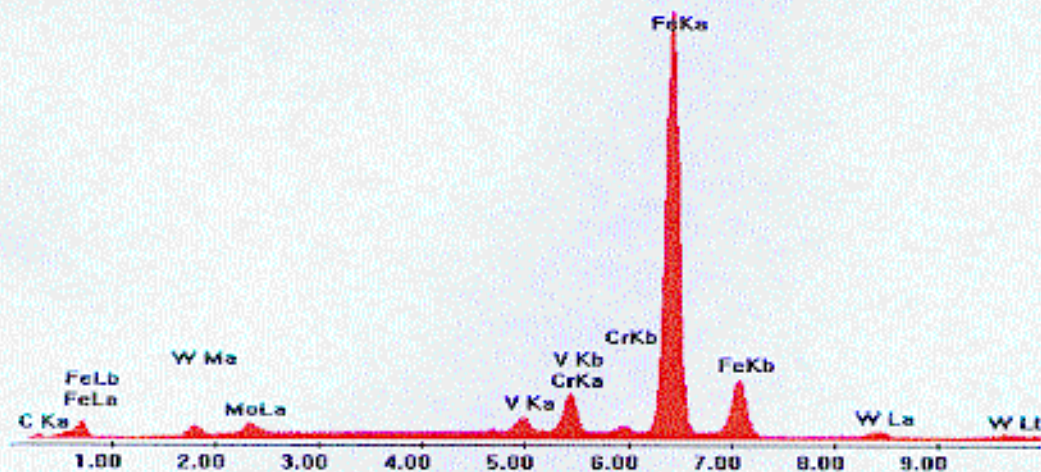


Fig. 16 - Espectro de análise química realizado no MEV, através da microsonda.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE CARBETOS

Tabela 4 - Composição química de um carboneto precipitado. Carbetos com teor de carbono de aproximadamente 10,7%, Molibdênio 6,7%, Cromo 4,2% e Tungstênio de 13,6%.

kV : 25.00 Tilt : 0.00 Take-off : 35.00 Tc : 40
 Detector Type : SUTW, Sapphire Resolution : 141.45 Lsec : 101

EDAX ZAF Quantification (Standardless)
Element Normalized

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	10.70	39.09	0.0219	1.1711	0.1748	1.0003
MoL	6.68	3.05	0.0415	0.9222	0.6736	1.0006
V K	1.89	1.63	0.0187	0.9768	0.9207	1.0975
CrK	4.19	3.54	0.0452	0.9962	0.9440	1.1457
FeK	62.94	49.45	0.6106	1.0007	0.9592	1.0105
W L	13.59	3.24	0.1062	0.8093	0.9652	1.0000
Total	100.00	100.00				

Tabela 5 - Composição química de um carboneto através de análise em microsonda. Carbetos com teor de carbono de aproximadamente 3,3 %, Molibdênio 2,4 , Cromo 4,6% e Tungstênio de 5,8%.

kV : 25.00 Tilt : 0.00 Take-off : 35.00 Tc : 40
 Detector Type : SUTW, Sapphire Resolution : 141.45 Lsec : 101

EDAX ZAF Quantification (Standardless)
Element Normalized

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	3.24	14.03	0.0065	1.1755	0.1701	1.0005
MoL	2.41	1.31	0.0155	0.9251	0.6952	1.0008
V K	1.97	2.01	0.0209	0.9798	0.9484	1.1451
CrK	4.59	4.60	0.0540	0.9992	0.9666	1.2175
FeK	81.95	76.40	0.8029	1.0033	0.9724	1.0043
W L	5.84	1.65	0.0447	0.8097	0.9444	1.0000
Total	100.00	100.00				

5.5- Determinação do Percentual de Carbetos Precipitados

A seguir são mostras as imagens que foram importadas do MEV para o analisador de imagens e as respectivas imagens trabalhadas para contagem percentual de carbeto:

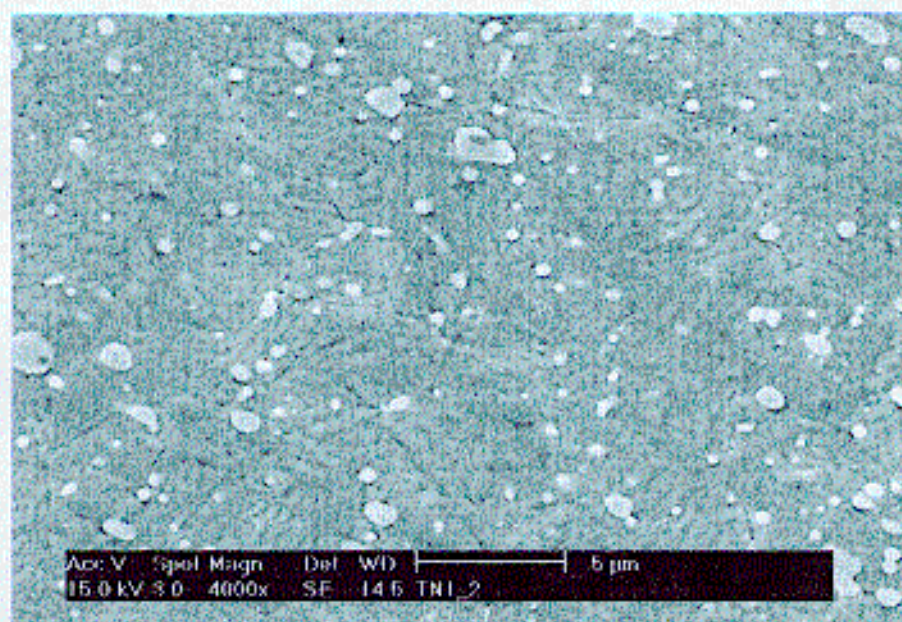


fig. 17 - Imagem da amostra com tratamento térmico convencional importada do MEV.

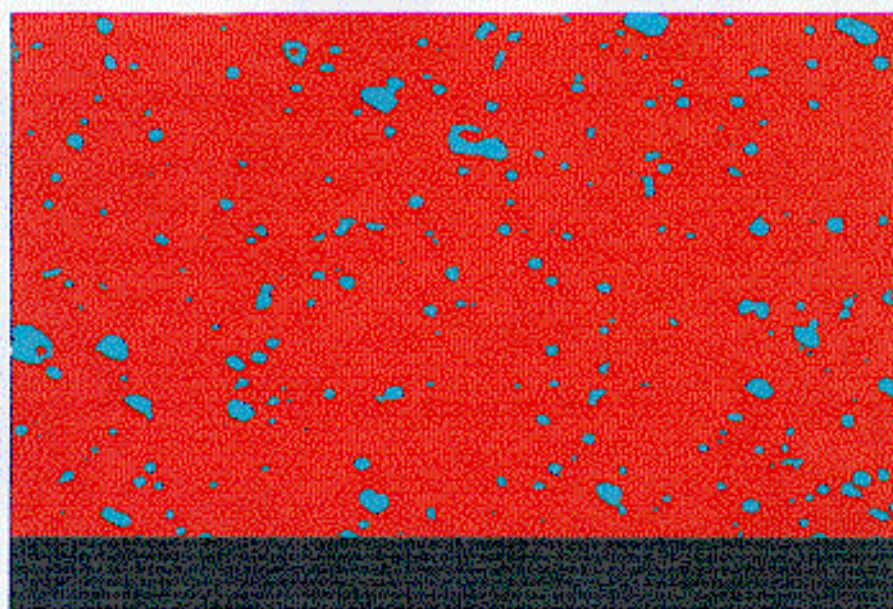


fig. 18 - Imagem da amostra com tratamento térmico convencional trabalhada no analisador de imagens para contagem de carbeto.

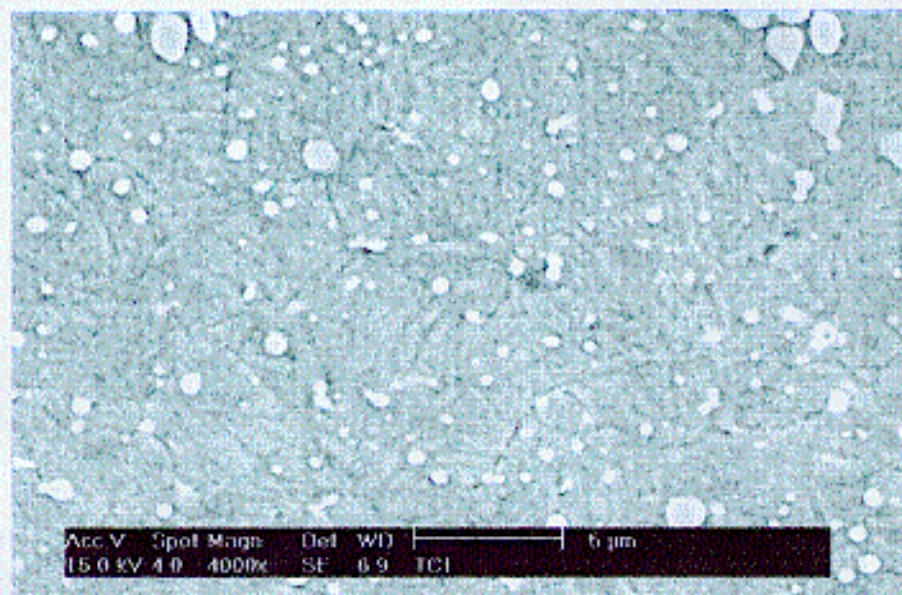


fig. 19 - Imagem da amostra com tratamento criogênico importada do MEV.

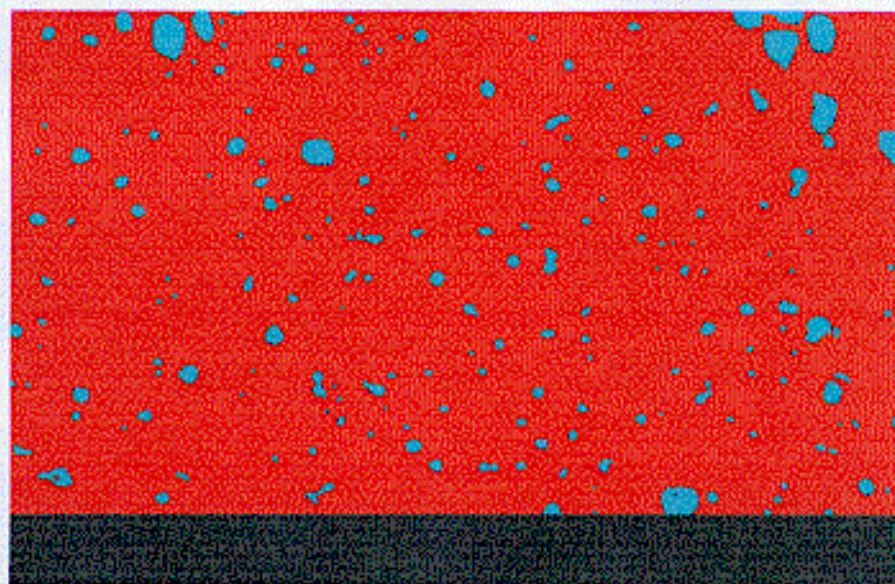


fig. 20 - Imagem da amostra com tratamento criogênico trabalhada no Analisador de imagens para contagem de carbetos.

TABELA DE CONTAGEM DE CARBETOS

tabela 6 - Contagem (% em área) dos carbetos precipitados na matriz.

Amostras	Carbetos Precipitados (porcentagem em área)
Amostra sem tratamento criogênico	5,1
Amostra com tratamento criogênico	4,9

Não houve diferença significativa na quantidade ou forma dos carbetos precipitados para os diferentes tratamentos. De acordo com a magnificação utilizada na metalografia, não houve diferença no tamanho dos carbetos precipitados

5.6- Determinação de Fases por Análise de Difração de Raios-X

São apresentados a seguir os dois espectros respectivos ao ensaio de difração de raios-x das amostras com tratamento térmico convencional e criogênico.

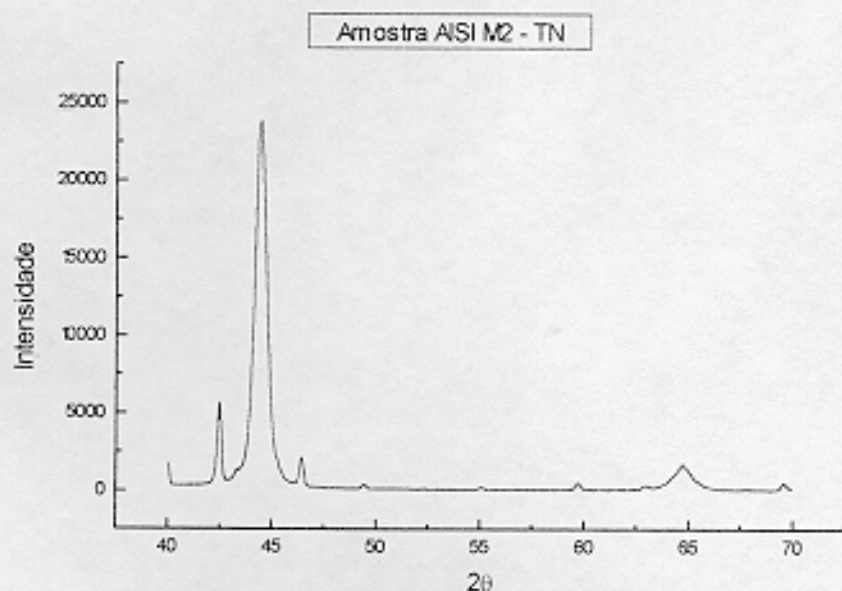


fig. 21 - Espectro referente a análise de difração de raios-x da amostra com tratamento térmico convencional.

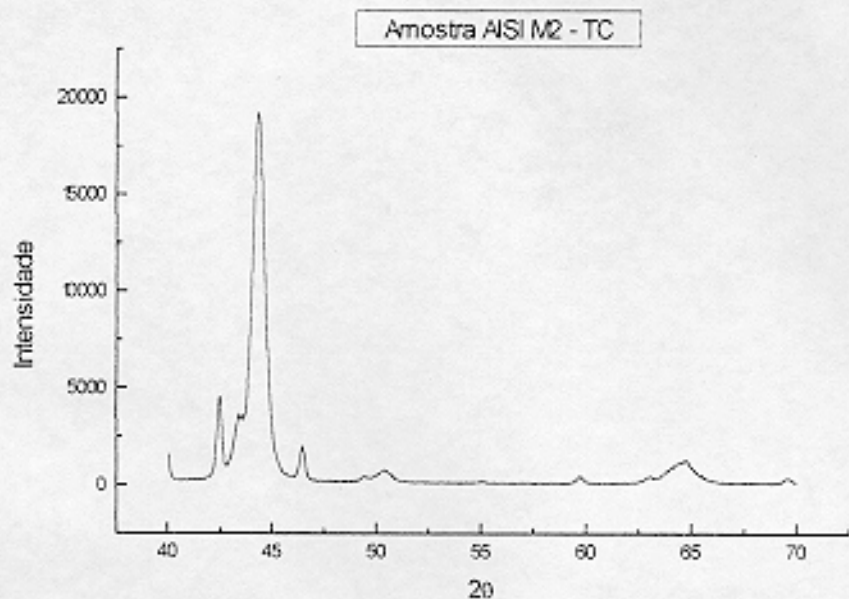


fig. 22 - Espectro referente a análise de difração de raios-x da amostra com tratamento criogênico.

Os picos mais fortes na análise de difração de raios-x para o carbeto eta correspondem aos valores (2θ) de 42° e 67° . Conforme as análises efetuadas, verifica-se um pico a 42° maior para a mostra com tratamento criogênico, porém o valor do pico a 67° não é revelado.

5.7- Ensaio de Impacto Charpy

Os valores da energia absorvida no ensaio Charpy são apresentadas a seguir.

Energia Absorvida

tabela 7 - Valores de energia absorvida em Joule no ensaio de impacto Charpy.

	Amostra	Energia Absorvida (J)
Tratamento Convencional	TN1	22,0
	TN2	19,6
	TN3	20,0
Tratamento Criogênico	TC1	20,5
	TC2	21,5
	TC3	18,0

Média da energia absorvida para amostras sem tratamento criogênico:

$$\text{Média}_{\text{convencional}} = 20,5 \text{ J}$$

$$\text{desvio padrão} = 1,4$$

Média da energia absorvida para amostras com tratamento criogênico:

$$\text{Média}_{\text{criogênico}} = 20,0 \text{ J}$$

$$\text{desvio padrão} = 1,8$$

5.8- Ensaio de Tenacidade à Fratura

A força máxima aplicada pela máquina é utilizada na fórmula para cálculo de K_{Ic} , conforme exemplo a seguir:

Exemplo da planilha de cálculo do valor de K_{Ic} .

Amostra: TN1

P_Q	=	1,947	kN
B	=	0,950	cm
S	=	7,600	cm
a_{1/4}	=	0,955	cm
a_{1/2}	=	0,950	cm
a_{3/4}	=	1,030	cm
a_{med}	=	0,978	cm
W	=	1,900	cm

P_Q = carga da máquina

B = largura do corpo de prova

S = distância entre apoios da máquina

a_{1/4} = tamanho da trinca em 1/4 da largura

a_{1/2} = tamanho da trinca em 1/2 da largura

a_{3/4} = tamanho da trinca em 3/4 da largura

a_{med} = tamanho médio da trinca

W = altura do corpo de prova

(a/W): 0,514912

f(a/W): 2,793167

K_Q(MPa.m^{1/2}): 16,614451

Os resultados referentes ao ensaio de tenacidade a fratura são apresentados em forma de valores de K_{Ic} , calculados em uma planilha como exemplo acima.

Tabela 8 - Valores de K_{Ic} calculados pelo ensaio de tenacidade a fratura.

	Amostras	Valores de K_{Ic} (MPa.m ^{1/2})
Tratamento Normal	TN1	16,61
	TN2	16,52
	TN3	16,31
Tratamento Criogênico	TC1	16,50
	TC2	16,45

Média dos valores de K_{Ic} para amostras sem tratamento criogênico:

Média convencional = 16,48 MPa. m^{1/2} desvio padrão = 0,2

Média dos valores de K_{Ic} para amostras com tratamento criogênico:

Média criogênico = 16,48 MPa. m^{1/2} desvio padrão = 0,03

6- CONCLUSÕES

O tratamento criogênico não promove um aumento significativo da dureza.

O tratamento criogênico promoveu um aumento na resistência ao desgaste, que pode ser ampliada ainda mais com a escolha de um processo de tratamento térmico mais eficaz.

A metalografia revelou que a quantidade e o tamanho dos precipitados não foi influenciada pelo tratamento criogênico, de acordo com a magnificação utilizada na análise metalográfica.

O ensaio de difração de raios-x não revelou a presença do carbeto eta, o qual é muito instável e de difícil detecção.

A tenacidade do aço rápido ABNT M2 não sofreu influência significativa com o tratamento criogênico.

Desta forma, percebe-se que o tratamento criogênico melhorara a resistência ao desgaste e não baixa a tenacidade do aço rápido ABNT M2, aumentando substancialmente a vida útil de ferramentas e diminuindo assim o custo de afiação e “setup”.

7- BIBLIOGRAFIA

- (1) APRAIS BARREIRO, J., Aceros Especiais, 1ª edição, 1956.
- (2) *Heat Treater's Guide - Standard Practices and Procedures for Steel*, xy edição, ASM, 199y.
- (3) CHIAVERINI, V., Aços e Ferros Fundidos, 6ª edição, ABM, 1990.
- (4) BARRON, R. F., Cryogenic Treatment of metals to Improve Wear Resistance, Cryogenics, 1982.
- (5) *Heat Treating - ASM Handbook*, Vol. 4, 10ª edição, 1991.
- (6) MAZUR, J., Investigation on Austenite and martensite Subjected to Very Low Temperatures, Cryogenics, 1964.
- (7) COLLINS, D. N., Deep Cryogenic Treatment of Tool Steels: a Review, Heat Treatment of Metals, Vol. 2, 1996.
- (8) BARRON, R. F., Cryogenic Treatment Produces Cost Savings for Slitter Knives, Vol. 57, N° 5, 1974.
- (9) VILLARES, Catálogo de Aços Rápidos, 1990.
- (10) *Properties and Selection Iron Steels and High-Performance Alloys*, ASM Handbook, Vol. 1, 10ª edição, 1990.
- (11) BARRON, R. F., Effect of Cryogenic Treatment on Corrosion Resistance, Advances in Cryogenic Engineering, Vol. 36, 1990.
- (12) BARRON, R. F. and MULHERN, C. R., Cryogenic Treatment of AISI-T8 and C1045 Steels.