

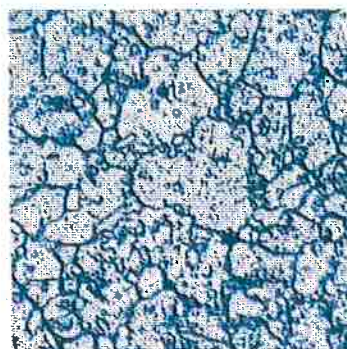
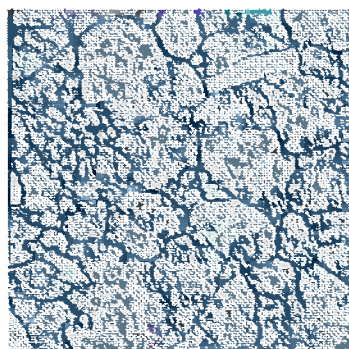
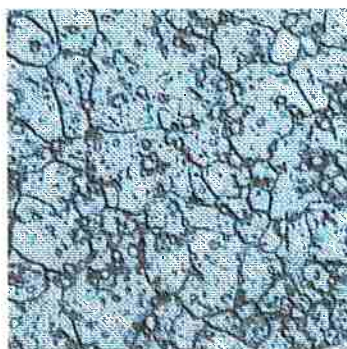
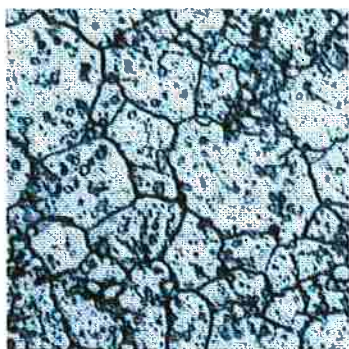
**Universidade de São Paulo
Escola Politécnica**

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

PMT 597

Trabalho de Formatura II

TÊMPERA DE AÇOS RÁPIDOS M2



Aluno: Frederico Silva Marquezini

Nusp: 1.153.372

Orientador: Prof. Dr. Ivan Gilberto Sandoval Falleiros

São Paulo, Dezembro de 1999

São Paulo, 27 de Novembro de 1999.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à todos que colaboraram para o êxito deste trabalho, auxiliando de uma maneira ou de outra no desenvolvimento do mesmo.

De forma especial agradeço ao orientador, Prof. Dr. Ivan Falleiros, que ensinou, incentivou e direcionou o trabalho no sentido de obter-se um resultado satisfatório e cientificamente enriquecedor. Além de todos os outros professores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo que auxiliaram quando da transmissão de seus conhecimentos em todas as aulas e mesmo em conversas informais.

Grato pelo auxílio dado pela empresa, DORMER TOOLS S.A., na qual foram desenvolvidos os ensaios, pela infra-estrutura, o material e equipamentos usados nos ensaios, e pelo material humano emprestado à este trabalho; seja na forma intelectual, através de seus engenheiros e técnicos; seja na forma física, através da mão-de-obra dos operários, responsáveis por parte do procedimento experimental. Destaco ainda na empresa, a figura do coordenador do estágio, que ofereceu a oportunidade de realização deste trabalho.

E mais importante, agradeço pela ajuda de todos os colegas estudantes do departamento que contribuíram através de discussões, ensinando e esclarecendo dúvidas. Além destes, minha família a qual me amparou em momentos difíceis, suportando algum mau humor; bem como Vanessa Bruno, minha namorada, que teve paciência e bom humor, dando apoio psicológico e estimulando a conclusão deste trabalho, mesmo nas horas mais críticas.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	4
2. TRATAMENTO TÉRMICO.....	7
2.1.Austenitização e Têmpera.....	7
2.2.Tratamento Térmico dos Aços Rápidos	9
2.2.1. Transformação Ferrita para Austenita a 840-900°C.....	10
2.2.2. Austenitização	11
2.2.3. Martêmpera e Resfriamento ao Ar	11
2.3.Revenido.....	12
2.3.1. Endurecimento Secundário	14
3. MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES	16
3.1.Principais Componentes.....	16
3.2.Carbonetos e Eutético.....	17
3.3.Propriedades	20
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	22
4.1.Corpos de Prova.....	22
4.2.Variáveis do Tratamento Térmico.....	23
4.2.1. Tempo de austenitização	23
4.2.2. Temperatura de Resfriamento (Martêmpera).....	24
4.3.Procedimento de Austenitização e Têmpera.....	25
4.4.Procedimento de Análise Metalográfica.....	27

4.4.1. Medida de Dureza Vickers	27
4.4.2. Medida de Tamanho de Grão.....	29
4.4.3. Tratamento Estatístico dos dados obtidos	30
5. RESULTADOS EXPERIMENTAIS	32
6. DISCUSSÃO	37
7. CONCLUSÕES	42
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	43

ÍNDICE DE FIGURAS

<i>Figura 1: Tamanho de Grão X Temperatura de Austenitização.....</i>	<i>4</i>
<i>Figura 2: Diagrama Fe-C de fases de equilíbrio</i>	<i>7</i>
<i>Figura 3: Diagrama de carboneto complexo</i>	<i>9</i>
<i>Figura 4: Curva de endurecimento secundário por precipitação.....</i>	<i>15</i>
<i>Figura 5: Curvas de solubilização de carbonetos</i>	<i>19</i>
<i>Figura 6: Forma do corpo de prova</i>	<i>22</i>
<i>Figura 7: Corpo de prova identificado</i>	<i>25</i>

ÍNDICE DE TABELAS

<i>Tabela 1: Carbonetos em aços rápidos</i>	<i>18</i>
<i>Tabela 2: Composição do aço rápido M2 utilizado</i>	<i>23</i>
<i>Tabela 3: Identificação dos corpos de prova ensaiados</i>	<i>24</i>
<i>Tabela 4: Resultados de tamanho de grão pelo método Snyder-Graff</i>	<i>33</i>
<i>Tabela 5: Resultados de ensaio de dureza HV10</i>	<i>33</i>
<i>Tabela 6: Médias de dureza e tamanho de grão</i>	<i>34</i>

ÍNDICE DE GRÁFICOS

<i>Gráfico 1: Gráfico da evolução do tamanho de grão de uma amostra temperada variando-se o tempo de austenitização</i>	<i>35</i>
<i>Gráfico 2: Gráfico da evolução do tamanho de grão de uma amostra temperada variando-se a temperatura de resfriamento</i>	<i>36</i>

ÍNDICE DE FOTOS

<i>Foto 1: Microestrutura da amostra I austenitizada por 58 s.....</i>	<i>38</i>
<i>Foto 2: Microestrutura da amostra L austenitizada por 158 s.....</i>	<i>38</i>
<i>Foto 3: Microestrutura da amostra D resfriada até 475°C (158 s)</i>	<i>40</i>
<i>Foto 4: Microestrutura da amostra H resfriada até 525°C (158 s)</i>	<i>40</i>
<i>Foto 5: Microestrutura da amostra L resfriada até 575°C (158 s)</i>	<i>40</i>

1. INTRODUÇÃO

O trabalho proposto abrange aspectos relativos ao tratamento térmico de ferramentas de corte, em aço rápido M2, em situação industrial. Nestas condições foi impossível variar a temperatura de austenitização; os efeitos relativos à variação de tempo de austenitização constituirão o foco do estudo a ser apresentado. De outro lado verifica-se um efeito aparentemente desconhecido, da velocidade de resfriamento. As variáveis observadas foram tamanho de grão austenítico e dureza no material temperado.

As curvas apresentadas abaixo demonstram a influência da temperatura de austenitização no tamanho de grão de vários aços rápidos. O aço M2 (6-5-4-2) aparentemente tem uma variação menor do tamanho de grão em função da temperatura.

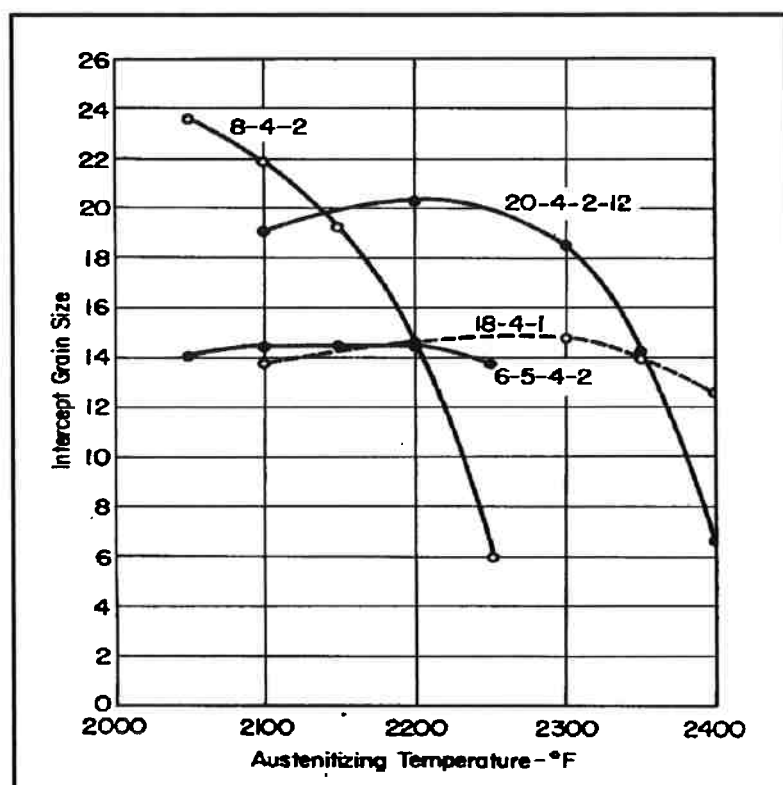


Figura 1¹: Tamanho de Grão X Temperatura de Austenitização para aços rápidos, dentre os quais está o 6-5-4-2(M2).

Para tal estudo devemos analisar o tratamento térmico utilizado na prática, e investigar alternativas de aprimoramento das técnicas empregadas dentro do escopo possível em condições industriais. Uma das condições fixas na instalação utilizada para realizar o este trabalho é a temperatura de austenitização.

Esta imposição quanto à temperatura levou o enfoque do trabalho a situar-se sobre o estudo da variação no tempo de tratamento térmico no ciclo de têmpera, a uma temperatura de 1210°C no banho de austenitização. O trabalho relativo ao tempo, tem a meta de se conseguir uma microestrutura que forneça propriedades satisfatórias, com respeito a aplicação desejada, isto é, o melhor desempenho dos produtos de corte produzidos, no caso, brocas.

A variável tempo apresentará também, algumas restrições. Quando temos um tempo insuficiente de tratamento térmico, o aço temperado apresenta uma baixa dissolução de carbonetos, baixa resistência ao revenido e menor temperabilidade; porém de outro lado, quando austenitizado por um tempo muito longo, acaba ocorrendo a queima.

As brocas utilizadas neste trabalho são ferramentas para usinagem de metais; são os principais produtos da empresa, em cujas instalações o trabalho foi desenvolvido. O uso de aços rápidos em brocas amplia o campo de atuação destas ferramentas, por se tratar de um material resistente ao amolecimento em temperaturas de corte. As brocas constituem ferramentas de estudo fácil, e de fácil obtenção de resultados de desempenho e são parcela significativa do consumo de aços rápidos.

Os fatores metalúrgicos envolvidos são os que desenvolveremos como base teórica para explicar os fenômenos detectados nos ensaios realizados.

Dentre estes fatores, os que se revelam como influentes no campo da proposta de estudo de têmpera em aços rápidos M2 são crescimento de grão, dissolução e precipitação de carbonetos na matriz, influência de elementos de liga etc.

Os aspectos acima dispostos estão fortemente relacionados com as variáveis normalmente envolvidas em transformações de fase como tempo, temperatura, meio de têmpera, temperatura de têmpera, entre outros.

A dispersão de carbonetos é fator decisivo nas propriedades dos aços rápidos. Por um lado, indicam indiretamente se a produção do semi-acabado foi ou não bem feita; por outro, quando se tem uma dispersão fina e bem distribuída de carbonetos, os grãos apresentam crescimento controlado durante a austenitização.

2. TRATAMENTO TÉRMICO

2.1. AUSTENITIZAÇÃO E TÊMPERA

Austenita é a solução sólida de átomos de soluto como C e N em Fe- γ , apresentando estrutura cúbica de corpo centrado (CFC). O C e o N ocupam posições intersticiais no reticulado, enquanto átomos de Mn, Cr, W, Mo, V etc., elementos comumente presentes em aços, estão em grande parte, acomodados em posições substitucionais.

Pode-se dizer que a importância da austenitização está na obtenção dos produtos do resfriamento da austenita, a uma determinada velocidade, suficiente para que se formem estes produtos. Quanto mais lento o resfriamento, mais próximos do previsto pelo diagrama de fases Fe-C (Figura 2, dada a seguir), estarão os produtos formados.

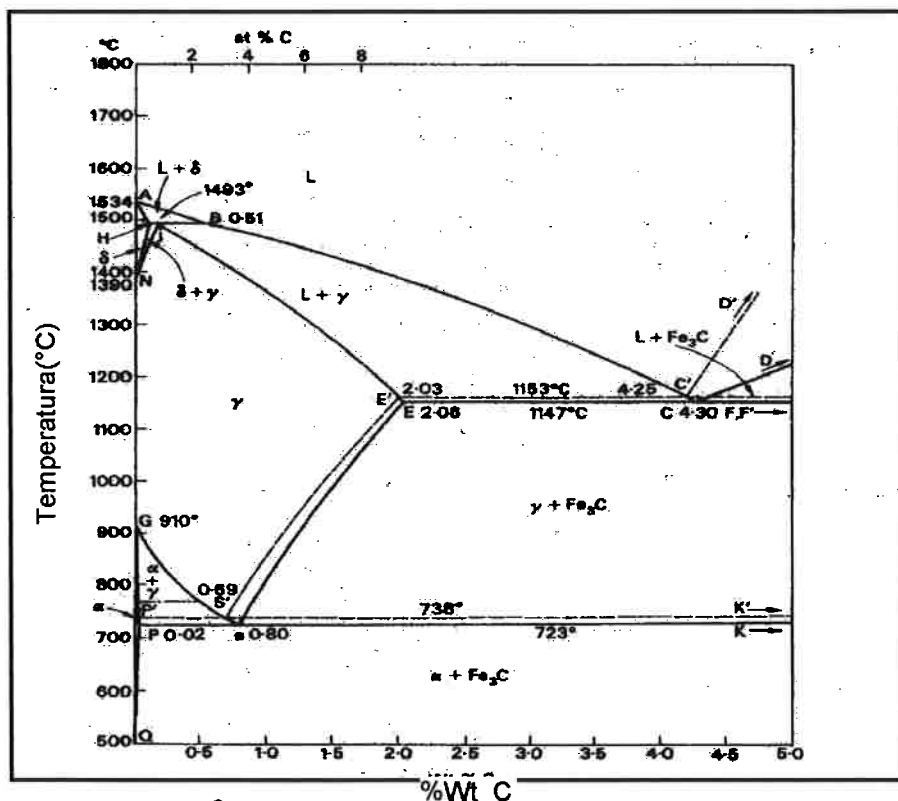


Figura 2 : Diagrama Fe-C de fases de equilíbrio.

Em tratamentos de aços rápidos, os produtos desejados, estão longe de serem formados no equilíbrio, com utilização de velocidades de resfriamento elevadas.

Uma estrutura importante em que os aços podem apresentar-se é a martensita, fase metaestável e que é o mais duro dos produtos de transformação da austenita. A dureza da martensita é crescente com o teor de carbono dissolvido. Possui estrutura tetragonal de corpo centrado e seu volume específico é maior do que o da austenita.

O resfriamento para obtenção da martensita deve ser realizado a uma taxa suficientemente alta. Esta elevada velocidade visa suprimir a formação de outras fases que não sejam a martensita.

A transformação de austenita em martensita ocorre durante o resfriamento, abaixo de uma temperatura denominada M_s , variável com a composição da austenita inicial. A temperatura M_s diminui com o aumento da quantidade de elemento de liga dissolvido na austenita. Em aços muito ligados, as condições de tempo e temperatura de austenitização, portanto, podem alterar a M_s significativamente.

No caso dos aços rápidos, a etapa de austenitização é muito crítica no tratamento térmico, porque a temperatura de austenitização se aproxima da temperatura *solidus* da liga. O tempo em temperatura de austenitização deve ser muito bem controlado, para evitar que o aço sofra danos irreversíveis na forma de queima ou fusão incipiente. Por outro lado, tempo ou temperaturas insuficientes levam a dureza de têmpera baixa, o que é indesejável para o bom desempenho de uma ferramenta.

2.2. TRATAMENTO TÉRMICO DOS AÇOS RÁPIDOS

Os aços rápidos, são constituídos até por mais de 25% de uma pequena variedade de elementos de liga. A complexidade destes aços dificulta a observação do que ocorre durante o ciclo de têmpera. Contudo, um diagrama de carboneto complexo (Figura 3), análogo ao diagrama Fe-Fe₃C, permite o estudo desses aços de maneira mais simples como se fossem aços carbono comuns.

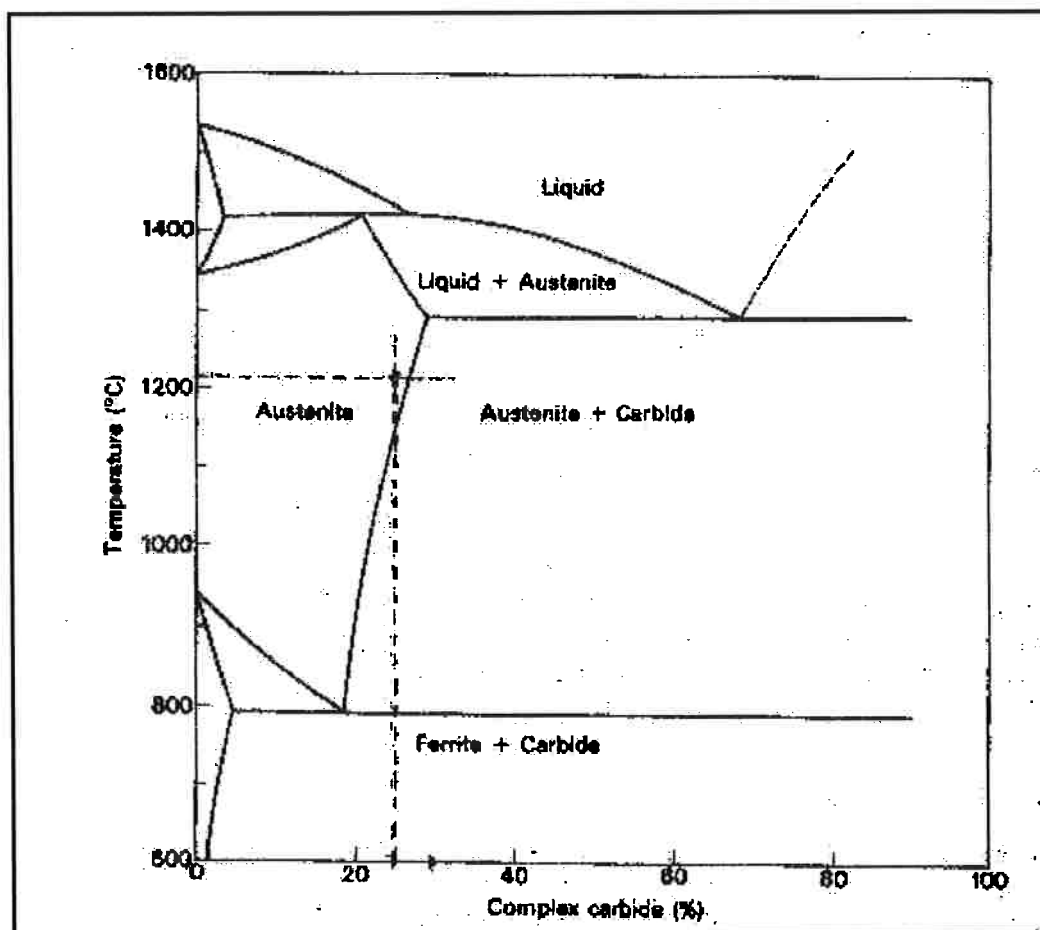


Figura 3³ : Diagrama de carboneto complexo.

Referindo-se ao diagrama, pode-se notar que para aços rápidos normais com cerca de 25% de carbonetos complexos, a austenitização se dá a temperaturas próximas às da *solidus*, acima da qual ocorre fusão incipiente. Este

diagrama, não está em escala, e pretende somente, mostrar de forma simples que existe um diagrama de carboneto duplo, análogo ao diagrama Fe-Fe₃C, que possibilita algum tipo de análise.

A faixa precisa de temperatura, para correta austenitização destes aços, deve assegurar a proporção correta de carbonetos dissolvidos e não dissolvidos e também o controle do conteúdo de carbono e elemento de liga na matriz. Isto faz do tratamento destes aços, algo que envolve muito cuidado e estudo.

A baixa condutividade térmica implica um cuidado extra para que não se aqueça muito rapidamente a austenita, o que poderia levar a distorções dimensionais, trincamentos e transformação heterogênea do aço no tratamento térmico. Deste modo, para o tratamento térmico do aço M2 comercial realiza-se um pré-aquecimento (1º. Pré-aquecimento) cuidadoso do material.

No caso observado e ensaiado o procedimento de pré-aquecimento adotado é o de aquecimento em estufa da peça a ser tratada, estabilizando-se a temperatura a 500°C. Deste modo evitam-se as distorções descritas.

Seguem-se algumas etapas do tratamento térmico do aço.

2.2.1. Transformação Ferrita para Austenita a 840-900°C

A transformação em austenita ocorre na faixa de 820-840°C. Esta etapa é realizada em banho de sal, a 850°C, o que estabelece um patamar de temperatura, levando a um aquecimento mais lento e homogêneo para que se dê uma acomodação na estrutura transformada, a qual sofreu alteração de volume.

2.2.2. Austenitização

A faixa habitual de temperaturas de austenitização para aços rápidos é de 1170-1240°C. Utiliza-se para o aço M2, um banho de sal a 1210°C.

A medida em que a temperatura é elevada rapidamente a partir da etapa anterior até a temperatura de austenitização, os carbonetos, do tipo $M_{23}C_6$, começam a se dissolver, e alcançando-se a temperatura de 1100°C, todos estes carbonetos estão em solução. O significado desta dissolução de carbonetos $M_{23}C_6$, é que esta assegura um máximo de carbono em solução na austenita, a qual transformada, forma uma martensita de alto carbono e máxima dureza a frio. Nesta temperatura, de 1100°C, pode-se colocar um outro patamar.

Este patamar estabelecido a 1100°C, num banho de sal, constitui um 3º. pré-aquecimento. A partir daí, a temperatura é elevada rapidamente até a temperatura de austenitização, e mantida por um tempo mínimo possível para solubilizar mais carbonetos, porém evitando-se um maior crescimento de grão e uma possível fusão incipiente (queima). Além disso, um maior tempo em temperatura elevada, traria mais problemas para os aços M2 pelo fato de serem sensíveis a descarbonetação.

2.2.3. Martêmpera e Resfriamento ao Ar

O resfriamento a partir da austenitização, é realizado a uma velocidade suficiente para que ocorra transformação martensítica, o que não significa uma limitação no processo, pois os aços rápidos têm elevada temperabilidade.

Os aços rápidos sofrem tratamento de martêmpera, geralmente a 550°C em banhos de sal, e posteriormente são resfriados ao ar. A microestrutura da ferramenta bruta de têmpera é constituída, por uma matriz de martensita

tetragonal altamente ligada, com algo em torno de 15 a 30% de austenita retida, e uma fração de carbonetos não dissolvidos (M_6C e MC). A estrutura apresenta-se altamente tensionada e susceptível a trincas.

A variação de volume quando se forma a martensita a partir da austenita, dá-se durante o resfriamento a partir da temperatura de austenitização. A estrutura acicular apresentada decorrem do estado de tensões formado na matriz, quando da ocorrência do mecanismo transformação por cisalhamento.

Uma quantidade de austenita retida fica sempre presente na estrutura final, em aços alta-liga, como os aços rápidos. Esta austenita transforma-se por revenidos sucessivos.

2.3. REVENIDO

No intuito de obter-se uma elevação da tenacidade, e de prover endurecimento secundário por precipitação, é que se faz o tratamento de revenido, outro objetivo importante deste tratamento é o de transformar a austenita retida.

A redução da quantidade de austenita retida não somente leva à obtenção de uma dureza ótima, como também dá estabilidade dimensional à ferramenta.

Após o tratamento de têmpera, a microestrutura do aço rápido é constituída por martensita, contendo em solução cerca de 0,6% de carbono, 10% em volume de carbonetos não dissolvidos dos tipos MC e M_6C e cerca de 20% em volume de austenita retida.

Se considerarmos o comportamento do aço revenido logo após a têmpera, sem que haja uma estabilização intermediária, poderemos notar que ocorre um

pequeno aumento de dureza á temperaturas próximas a 100°C e então, uma diminuição dessa dureza a medida em que a temperaturas é elevada a 400°C. A martensita perde sua tetragonalidade durante este estágio, decompondo-se na forma CCC e em carbonetos ϵ hexagonais, sendo a última precipitação, uma fase de transição $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ finamente distribuída. Esta fase desaparece, dando lugar a cementita (Fe_3C), quando a temperatura supera os 300°C, sendo a mudança de fase acompanhada por uma queda de 2% no volume específico.

Quando se eleva a temperatura a partir de 400°C para 560°C, nota-se a ocorrência de cementita, e também verifica-se que ocorre a precipitação de W_2C ou Mo_2C , com o efeito de endurecimento conhecido como endurecimento secundário. Esta precipitação de carbonetos de transição a partir da austenita aumenta a temperatura M_s da austenita retida, e esta decompõe-se no resfriamento até a temperatura ambiente, dando origem a mais martensita.

Os dois fatos explicados acima (precipitação de carbonetos e transformação da austenita retida) levam à formação do que se chama de pico de dureza secundária.

Então após um revenimento a 560°C, a estrutura é formada por carbonetos M_6C e MC , martensita revenida, martensita não revenida e ainda uma fração de austenita retida. Sendo assim, o tratamento com apenas um revenimento deixa o aço numa condição instável, com uma quantidade considerável de martensita não revenida e uma fração de austenita retida, que ainda persistem.

O 1º revenido converte a maioria da austenita retida; um revenido subsequente converte alguma austenita adicional e principalmente, revine a

martensita previamente não revenida. Se o aquecimento continua acima de 580°C, a dureza cai rapidamente.

2.3.1. Endurecimento Secundário

Todos os aços rápidos possuem como característica, efeitos de endurecimento secundário quando revenidos na faixa de 540-570°C. O mecanismo envolvido neste endurecimento é um pouco complexo, porém bastante conhecido.

Elevando-se a temperatura nesta faixa, o carboneto de transição, M_2C , precipita-se a partir da martensita (temperada) e possivelmente, também a partir da austenita retida. A precipitação deste carboneto eleva a temperatura M_s da austenita retida, e auxilia na sua transformação em martensita, durante o resfriamento.

No que se refere ao endurecimento secundário, apesar da transformação da austenita retida ter sua importância, o fato mais considerável neste endurecimento, e fator causador da maior parte da elevação da dureza do aço, é a precipitação de carbonetos M_6C e MC .

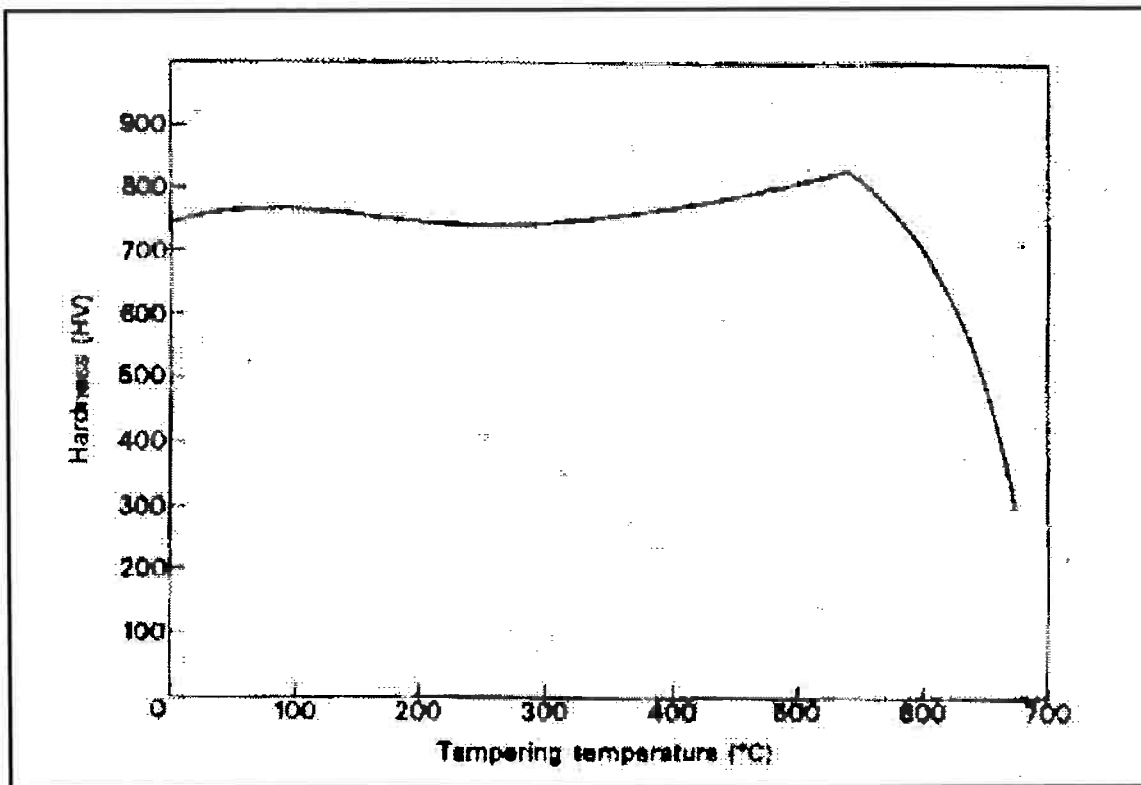


Figura 4⁴: Curva de endurecimento secundário por precipitação em função da temperatura de revenido (Tempering Temperature)

3. MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES

3.1. PRINCIPAIS COMPONENTES

Os aços rápidos, como o M2, que têm como principal elemento de liga o Mo, servem à engenharia como excelentes materiais, com matrizes duras associadas a dispersões de carbonetos de alta dureza que lhes conferem excelente resistência ao desgaste, provendo então uma versatilidade, e gama de propriedades úteis e favoráveis à sua utilização em uma larga faixa de temperaturas em serviço, na usinagem de metais.

As normas internacionais AISI definem uma classificação para os aços rápidos chamados série T e M, T para aqueles baseados em tungstênio, e M para aqueles que têm como principal elemento de liga, o Molibdênio.

No caso dos aços M2, com Mo, os elementos de ligas adicionados ao sistema Fe-C para criar o aço rápido M2 são: tungstênio (6%), molibdênio (5%), cromo (4%), vanádio (2%), entre outros.

Os efeitos dos elementos de liga são brevemente descritos abaixo:

- **W e Mo:** Se comportam da mesma forma, melhorando a dureza à quente e a resistência ao desgaste, respectivamente pela formação de solução sólida na matriz e de carbonetos. É sabido que a performance de corte dos aços aumenta de maneira linear a medida em que eleva-se a porcentagem destes elementos. O Mo pode ser usado, como o é nos aços M2, para substituir o W na proporção de 1% de Mo para cada 1,6-2,0% de W.
- **Cr:** Adição de 4% de Cr são feitas a todos os aços rápidos, no intuito principal de promover endurecimento. O Cr no aço recozido está

presente na forma de carboneto; o qual se dissolve na austenita durante o ciclo de têmpera, e torna-se uma das principais fontes de C para martensita da ferramenta temperada e revenida. O Cr na ausência de grandes quantidades de austenita retida diminui fortemente a taxa de amolecimento nestes aços, porém por si só, não é responsável pelo pico de endurecimento secundário.

- **V:** Está sempre presente num mínimo de 1% e geralmente acima de 2 ou 3%. O V forma carbonetos extremamente estáveis, como o VC ou V_4C_3 , o qual é insolúvel nas temperaturas normais de austenitização sendo muito efetivo na limitação de crescimento de grão. O fato das temperaturas de austenitização utilizadas no tratamento térmico desses aços rápidos estarem próximas à temperatura “*solidus*”, torna de fundamental importância, o papel desempenhado pelos carbonetos dispersos na matriz austenítica na contenção do crescimento de grão; o qual de outra forma poderia ter conseqüências desastrosas nas propriedades mecânicas intimamente ligadas ao tamanho de grão, tais como a tenacidade.

3.2. CARBONETOS E EUTÉTICO

A estrutura dos aços rápidos na condição recozida consiste numa dispersão de carbonetos complexos em uma matriz ferrítica. Estes carbonetos desempenham uma função extremamente importante na estrutura temperada e revenida. Algumas informações sobre estes carbonetos estão dispostas na tabela a seguir.

5
Tabela 1 : Carbonetos em aços rápidos

TIPO	Composição	Reticulado	Observações
M_6C	Fe_4W_2C ou Fe_4Mo_2C	CFC	Dissolve Cr e V
$M_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6$	CFC	Dissolve Fe, W, Mo e V
MC	VC ou V_4C_3	CFC	Dissolve outros elementos

Em aços rápidos, os maiores carbonetos são os carbonetos η , designados pela fórmula geral M_6C , onde M podem ser Fe, W, Mo. Nestes carbonetos são encontrados predominantemente W e Mo, como formadores de carbonetos duplos (Fe_3M_3C ou Fe_4M_2C), estes elementos podem ainda estar associados com o Cr em outros carbonetos, como o $Cr_{23}C_6$, que pode conter W e Mo dissolvidos.

Temos ainda os carbonetos MC que correspondem quase que na totalidade, aos carbonetos de Vanádio, porém por falta de estequiometria, acabam por ocorrer na forma de V_4C_3 , estes carbonetos são extremamente duros e resistentes à abrasão e não se dissolvem mesmo em altas temperaturas. O carboneto de Vanádio, geralmente ocorre na forma de partículas individuais.

Os carbonetos de W, Mo e V (e também os de Ta, Nb e Ti) precipitam-se durante o processo de solidificação tanto na forma de partículas isoladas como na forma de eutético.

O Cr ocorre como $Cr_{23}C_6$, ou também Cr_7C_3 , sendo que os carbonetos de Cr não são considerados como carbonetos primários, a medida em que eles dissolvem-se somente a altas temperaturas, para precipitarem durante o tratamento térmico. Nos gráficos abaixo temos a evolução da fração volumétrica de carbonetos nos aços M2, variando com a temperatura de austenitização,

sendo interessante notar que todo o volume de carbonetos de Cr ($M_{23}C_6$) dissolve-se na austenita a aproximadamente 1090°C.

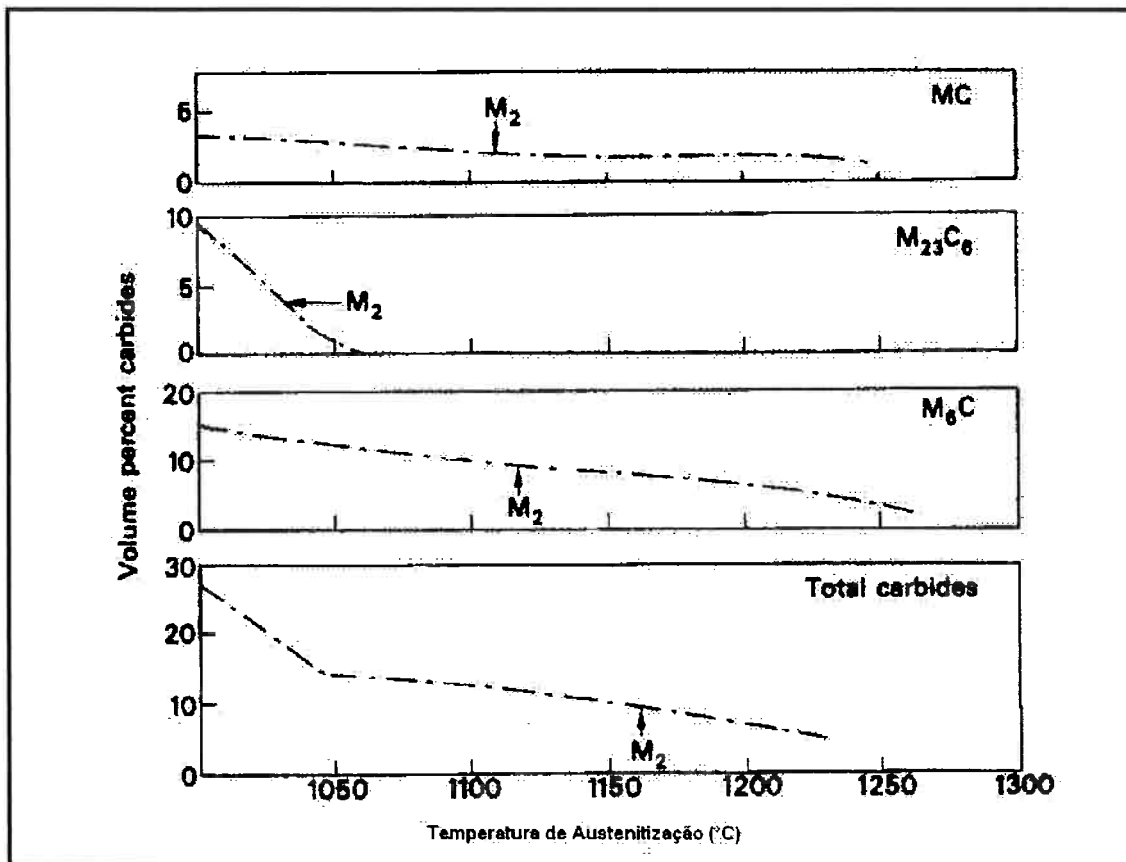


Figura 5⁶ : Curvas de solubilização de carbonetos em função da temperatura de austenitização.

Os carbonetos M_6C também dissolvem-se em parte, na austenita, mas a fonte primária de carbono em solução na austenita e depois na martensita, é o $M_{23}C_6$. Pode-se notar ainda, que o carboneto MC (na maioria carboneto de vanádio), dissolve-se na austenita somente até um limite e somente a temperaturas maiores que 1200°C, como verificamos no gráfico acima.

Pode-se concluir finalmente que o volume de elementos de liga na matriz, com exceção do Cr, está associado às condições de têmpera e aos carbonetos não dissolvidos.

O eutético não é uma forma desejável em aços rápidos e é usualmente removido durante o processo de trabalho a quente. A morfologia do eutético depende da composição e da taxa de resfriamento. Como o carboneto de maior ocorrência é o M_6C , o eutético mais usual acaba sendo M_6C + austenita. Em aços com Mo, como o M2, o eutético pode conter M_2C . O carboneto M_2C se transforma em M_6C a uma temperatura de 1200°C, e a não ser que outros efeitos da composição interfiram, o tratamento térmico assegurará que seja formado o carboneto M_6C , como uma fase estável na matriz martensítica.

3.3. PROPRIEDADES

Neste estudo busca-se basicamente, compreender a influência da microestrutura nas propriedades do material e conseqüentemente no desempenho.

Então em termos de microestrutura, nossa preocupação deve estar ligada à matriz, aos carbonetos, e o efeito sinérgico no conjunto, que produzem as propriedades do material.

Uma distribuição de carbonetos ruim, tem péssimas conseqüências nas propriedades do material. Daí a importância do comportamento dos carbonetos na matéria prima, no tratamento térmico e em serviço; controlando-se cada etapa do processamento do aço rápido, garante-se uma distribuição homogênea de carbonetos no produto final.

Outras diferenciações quanto a natureza dos carbonetos podem ser estabelecidas, os carbonetos presentes na microestrutura do produto final tem as seguintes origens: os carbonetos primários, são aqueles remanescentes após a quebra das colônias eutéticas, os quais não se dissolvem na matriz durante o

tratamento térmico; os carbonetos secundários, são aqueles que precipitam-se a partir da matriz, durante o tratamento térmico, e a matriz é enriquecida em carbono a medida em que dissolvem-se as partículas menores de carboneto durante a austenitização.

A influência desta distribuição de carbonetos é bastante significativa na resposta ao tratamento térmico e conseqüentemente na microestrutura. Em geral, carbonetos mais finos levam a um refino da microestrutura — sendo que estrutura refinada significa basicamente, que formam-se grãos de tamanhos relativamente pequenos e parecidos em toda a microestrutura, uma estrutura homogênea — este refino se dá pela facilidade de solubilização durante o tratamento térmico, e pelo fato de serem mais numerosos, os carbonetos mais finos, para uma mesma fração volumétrica, em relação aos carbonetos maiores, representando uma maior eficiência como inibidores de crescimento de grão. Desta forma, pode-se afirmar que o tamanho da partícula de carboneto e o tamanho de grão austenítico estão relacionados, pois o fator dispersão acima descrito é crítico na prevenção do crescimento de grão.

As partículas de carbonetos menores que $2,5\mu\text{m}$ são preferíveis; partículas com mais de 10 vezes este tamanho causam problemas na austenitização⁷, pois levam mais tempo para se dissolverem e o que origina grãos maiores. Além disso, é relevante a forma e a distribuição das partículas na estrutura, é preferível que sejam arredondadas e homogeneamente distribuídas, ao invés de partículas irregulares ou angulares.

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho, utilizamos pinos como corpos de prova para realização do tratamento térmico referente aos ensaios definidos por este trabalho.

Os pinos consistem em corpos cilíndricos, de comprimento e seção transversal definidos, geralmente obtidos a partir de uma barra, no caso de aço M2, produzida por trefilação e submetida à tratamento térmico de recozimento, que a adequa ao uso como matéria-prima para produção de brocas após tratamento térmico de têmpera e usinagem.

Inicialmente foram definidos os tratamentos térmicos a que seriam submetidos os corpos de prova, para que fosse definida a quantidade de pinos a serem ensaiados.

4.1. CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova foram retirados todos de um mesmo lote de material em estoque, proveniente de uma mesma corrida de aço e do mesmo processo de trefilação da barra. Desta maneira diminuimos as diferenças entre os pinos obtidos, no que se refere à composição, geometria e estado de encruamento, entre outras condições geradas pelas etapas de aciaria e de trefilação.

Os corpos de prova foram padronizados com as seguintes características:

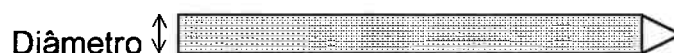


Figura 6: Forma do corpo de prova

- Diâmetro inicial dos pinos: 8,15 cm;

- Mesmo lote e fornecedor, com a seguinte composição química, característica de aços rápidos M2:

% C	% Mn	% Si	% P	% Cu	% S	% W	% Mo	% Cr	% V
0,890	0,250	0,330	0,180	0,140	0,001	6,070	4,770	3,900	1,150

Tabela 2: Composição do aço rápido M2 utilizado nos ensaios.

- Em cada tratamento diferente utilizam-se dez pinos, com a finalidade de dar maior representatividade aos resultados a serem obtidos, através da escolha aleatória do pino a ser analisado.

4.2. VARIÁVEIS DO TRATAMENTO TÉRMICO

Definiram-se como variáveis no tratamento térmico, as grandezas:

- Tempo de imersão para austenitização em banho de sal e
- Temperatura de resfriamento (Martêmpera).

4.2.1. Tempo de austenitização

A definição desta variável e seu intervalo de variação nos ensaios, baseou-se em tempos utilizados industrialmente, tendo como tempo padrão industrial, o tempo de 78 segundos.

Outras considerações devem ser feitas e dizem respeito ao processo de austenitização. Uma delas é a de que a temperatura de austenitização é fixada em 1210°C, e temos ainda o tipo de dispositivo de carregamento utilizado, o qual define a profundidade de imersão do pino, isto é, se o pino fica totalmente imerso no banho de sal ou não; para evitar diferenças neste aspecto, utilizamos o dispositivo mecânico, que permite imersão total.

Os tempos de austenitização escolhidos para serem realizados nos ensaios são (tomando o tempo comercial como padrão t): 0,75 t ; 1,0 t ; 1,5 t ; 2,0 t .

4.2.2. Temperatura de Resfriamento (Martêmpera)

Em torno da definição desta grandeza como uma variável nos ensaios, deve-se atentar a aspectos relativos à etapa de resfriamento, que são: o tipo de imersão: que como no caso anterior é utilizada como sendo do tipo total; temperatura padrão utilizada industrialmente como sendo padrão T para comparação, esta temperatura é de 525°C; as temperaturas de ensaio que são $T - 50^{\circ}\text{C}$, T , $T + 50^{\circ}\text{C}$; e vale dizer que o tempo de imersão no banho de sal para resfriamento, é o mesmo daquele utilizado na austenitização, por motivos operacionais.

Os motivos ditos como operacionais, se referem a utilização de um carrossel Hartner no ciclo de austenitização e têmpera, o qual equipa os fornos utilizados visando a automatização.

Desta maneira definiu-se o procedimento de ensaios a serem realizados, da forma esquematizada abaixo, designando ou batizando cada ensaio com uma letra.

Tabela 3: Identificação dos corpos de prova ensaiados.

Temperatura de Quenching	Tempo de Austenitização	0,75 t	t	1,5 t	2,0 t
$T - 50^{\circ}\text{C}$		A	B	C	D
T		E	F	G	H
$T + 50^{\circ}\text{C}$		I	J	K	L

A partir daí, definimos a quantidade de pinos a serem preparados, que será de 120 pinos. Os quais passam por pré-processamento para obtenção de brocas. Este pré-processamento consiste em usinagem em uma ponta e chanfro na outra. Só então é feita a identificação dos pinos por forja da letra correspondente, de dez em dez, para que se iniciem os ensaios.



Figura 7: Corpo de prova identificado

4.3. PROCEDIMENTO DE AUSTENITIZAÇÃO E TÊMPERA

O tratamento térmico de austenitização e têmpera é realizado em um conjunto de fornos com auxílio de equipamento automatizado conhecido como “Carrossel Hartner”, que controla o tempo de residência em cada forno e a profundidade de imersão, os fornos, na sequência, são:

- *1º. Pré-aquecimento em Estufa (500°C)*: visa a eliminação de voláteis e vapor d’água e diminuir o choque térmico;
- *2º. Pré-aquecimento (850°C)*: tem a função de um aquecimento homogêneo e lento para que se acomode a estrutura transformada de ferrita para austenita;
- *3º. Pré-aquecimento (1100°C)*: patamar de consolidação da transformação e solubilização de carbonetos;
- *Austenitização (1210°C)*: solubilização de carbonetos a fim da transformação da ferrita para austenita.

- *Resfriamento (Martêmpera)*: patamar consolidado para evitar trincas na estrutura devido a um resfriamento brusco e início da transformação martensítica.

Os pinos identificados e separados em um sistema de lotes através da identificação, são austenitizados em banho de sal a uma temperatura de 1210°C.

Os tempos de austenitização e temperaturas de resfriamento são observados atentamente e anotados como forma de controle de possíveis causas de erros experimentais.

O procedimento completo do ensaio consiste em fixar a temperatura do banho de resfriamento na menor temperatura de resfriamento a ser ensaiada, controlando-a de maneira que não se eleve durante o procedimento, até que os corpos de prova sejam submetidos ao respectivo ciclo de tratamento térmico, variando-se os tempos de austenitização para cada conjunto de dez pinos com a respectiva identificação.

Após os primeiros quatro conjuntos de pinos terem sido submetidos a tratamento nos banhos de sal, estes são resfriados ao ar calmo até a temperatura ambiente.

Procedemos então a elevação da temperatura do banho de resfriamento para a próxima temperatura de ensaio e repetimos a sequência acima descrita, e isto vale para a terceira e última temperatura de resfriamento a ser ensaiada.

Após o completo resfriamento de todos os pinos ao ar, a partir da temperatura de martêmpera até a temperatura ambiente, os pinos são lavados e secados. Então retira-se aleatoriamente, um pino de cada um dos doze conjuntos pinos ensaiados.

4.4. PROCEDIMENTO DE ANÁLISE METALOGRÁFICA

Os pinos segregados após têmpera, foram utilizados para análise dos efeitos microestruturais dos diversos tratamentos realizados.

Estes pinos foram cortados na altura de 1 cm de distância da ponta, tomando-se o cuidado para não danificar o material através de um aquecimento demasiado na região do corte, pelo fato de se tratar de material muito duro o corte se torna difícil.

As partes de aproximadamente 1 cm de altura provenientes do procedimento de corte foram então embutidas em baquelite, separadas em grupos de quatro, de acordo com a temperatura de resfriamento utilizada. As amostras lixadas foram polidas em feltro com suspensão de alumina, eliminando desta forma as últimas marcas ou riscos visíveis a olho nu.

O procedimento de análise, propriamente dito, começa somente neste momento com medida de dureza Vickers do material embutido, ataque com solução reveladora Nital 10%, visualização da microestrutura em microscópio óptico e medida do tamanho de grão pelo método Snyder-Graff. Além disso, as amostras foram fotografadas.

4.4.1. Medida de Dureza Vickers

A dureza Vickers é uma escala de medida de dureza que considera a força exercida pela carga aplicada, por meio de um penetrador à amostra, e a área projetada do penetrador em contato com a amostra, levando a uma correspondência com uma escala numérica e quantitativa de dureza.

Esta escala nos fornece medidas de dureza através das seguintes relações, para o tipo de penetrador utilizado que é o piramidal:

$$\text{Dureza HV} = 0,102 * \frac{F}{A} = 0,102 * \frac{2 * F * \sin(\frac{136}{2})}{d^2} = 0,102 * 1,854 * \frac{F}{d^2}$$

$\text{Dureza HV} = 0,189 * \frac{F}{d^2}$, onde d : comprimento da diagonal da impressão
e F é o peso da carga aplicada

F é dada em N (Newtons).

No ensaio realizado utilizou-se uma carga de 10 kg, e portanto uma força de 10 Kgf, e portanto como manda a norma deve-se designar a carga utilizada após a medida de dureza obtida, no caso de uma medida de 850 com uma carga de 10 Kgf, esta medida é expressa como **850 HV10**.

O penetrador utilizado é uma pirâmide regular de diamante de base quadrada. As quatro faces que entram em contato com a amostra devem ser polidas e isentas de sinais de usinagem ou danificações mecânicas, trincas ou qualquer defeito de superfície.

Utiliza-se um equipamento óptico de medição acoplado ao restante do equipamento. O centro do campo visual do equipamento deve coincidir com o centro da impressão. O aumento proporcionado pelo equipamento óptico é de 100 vezes, e as escalas e divisões permitem uma leitura da medida da diagonal de impressão com erro de precisão menor que 1%, sendo que a imprecisão é de 0,001 mm para as medidas de d lidas, menores que 0,2 mm.

A superfície do material ensaiado e embutido deve estar bem polida, lisa e isenta de substâncias estranhas, e plana para que a medida não esteja distorcida.

O ensaio de dureza Vickers deve ser realizado em temperatura ambiente entre 18 e 28°C; o corpo de prova deve repousar firmemente sobre o suporte,

evitando-se desta maneira deslocamentos no decorrer do ensaio, a superfície do corpo ensaiado deve ser normal à direção do penetrador.

A força deve ser aplicada durante um intervalo de tempo que permita a deformação plástica do material. Transcorrido o tempo de aplicação, a carga de ensaio deve ser removida, uniformemente, sem provocar choques.

São medidos os comprimentos das diagonais da impressão que no caso não diferem muito uma da outra (menos de 5%) pois, o material é isotrópico. A partir da média aritmética das medidas das diagonais, é obtida a dureza na escala Vickers (calculada ou obtida através de tabelas).

Os procedimentos deste ensaio de dureza Vickers podem ser encontrados na norma NBR 6672/1981.

4.4.2. Medida de Tamanho de Grão

O tamanho de grão dos aços rápidos é determinado pelo exame de uma seção da amostra na condição temperada. Deve-se proceder o ataque metalográfico da amostra com solução de Nital 10% (solução com 10% em volume de ácido nítrico concentrado completada com o restante de álcool comum 92°GL).

O método de medida de tamanho de grão utilizado, é o Snyder-Graff. Neste método toma-se a amostra devidamente atacada com 1000 vezes de ampliação, e conta-se o número de contornos de grão cortados por uma linha teste de 5" (125mm) projetada com aumento de 1000 vezes.

Os valores convencionais encontrados são da ordem de 12-14, para aços rápidos tratados adequadamente, o que corresponde a um tamanho de grão de

aproximadamente 10 μ m. Estruturas com grãos maiores são observadas quando tem-se grandes partículas de carbonetos na estrutura e carbonetos angulares.

Geralmente, tamanhos de grão finos estão associados a materiais tenazes, e vice-versa, porém esta não é uma regra geral e como sempre a aplicação em questão deve ser considerada.

Os critérios para a contagem dos grãos são os seguintes:

- Quando a linha teste corta o grão atravessando-o conta-se 1;
- Quando a linha teste tangencia o contorno de grão na região que divide 2 grãos conta-se 0,5;
- Quando a linha teste passa por um ponto onde encontram-se os contornos de 3 contornos de grão conta-se 1,5.

Os procedimentos deste ensaio de medida de tamanho de grão estão descritos mais detalhadamente na norma ASTM E112.

4.4.3. Tratamento Estatístico dos dados obtidos

O tratamento estatístico dado aos dados é bastante simples e visa apenas obter a média aritmética das medições realizadas e um intervalo de dispersão correspondendo ao desvio padrão. Esta ferramenta matemática visa dar representatividade aos dados obtidos possibilitando a obtenção de curvas de tendência.

As curvas possibilitam a compreensão e a visualização dos efeitos das variáveis estudadas neste trabalho.

Utilizam-se para a obtenção dos valores de média aritmética e desvio padrão das medidas as seguintes expressões:

Média Aritmética das medidas : $\bar{X} = \sum_{j=1}^N \frac{X_j}{N}$

Desvio Padrão : $s = \sqrt{\frac{\sum_{j=1}^N (X_j - \bar{X})^2}{N - 1}}$ onde X_j representa cada medida, \bar{X} é a média das medidas, N é o número de medidas.

Definiu-se o número de quinze medidas de tamanho de grão para cada amostra segregada após têmpera, e o número de quatro medidas de dureza em cada corpo de prova segregado após têmpera.

Para cada conjunto de 21 dados para tamanho de grão e grupo de quatro medidas de dureza relativos a um tipo de tratamento térmico obtivemos a média e desvio padrão do tamanho de grão Snyder-Graff e dureza Vickers. Os dados e estes estatísticos correspondentes, bem como as curvas levantadas estão dispostos no capítulo relativo aos resultados e dados coletados.

5. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Os dados coletados através da prática metalográfica são decisivos na análise dos procedimentos de tratamento térmico, e devem, num primeiro momento, ser o aspecto mais importante na seleção de um tratamento térmico para a aplicação desejada. A prática metalográfica nos dá informações consistentes sobre a microestrutura para uma associação com as propriedades mecânicas do material.

Num segundo momento, torna-se decisivo a aplicação do material e tratamento selecionado em condições reais de operação, sob as mais adversas condições de trabalho a que estaria sujeita a ferramenta confeccionada com o tratamento térmico previamente definido. Mas sem dúvida, o primeiro momento é fundamental, já que elimina uma variedade de processos, focalizando o projeto em algo mais concreto e dependente apenas de um ajuste fino na confecção da ferramenta.

Desta forma, os dados que seguem nos permitem estabelecer uma relação apropriada entre o tratamento térmico e as propriedades reconhecidas na análise metalográfica.

Os ensaios realizados mostraram, através do tratamento estatístico, a evolução do tamanho de grão e da dureza dependendo do tratamento térmico realizado. A média de cada grupo de peças nos permite visualizar tal dependência.

Dados relativos ao tamanho de grão, medido pelo método Snyder-Graff, e de dureza Vickers HV10:

Onde X_j se refere à média de cada amostra, e S_j representa o desvio padrão das medidas das grandezas estudadas.

Tabela 4: Resultados de tamanho de grão compilados pelo método Snyder-Graff.

Tamanho de Grão S-G											
A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
16,5	18,5	15,5	15,0	17,0	14,5	14,0	13,0	14,0	10,5	11,0	9,5
18,5	16,5	16,0	13,0	17,0	15,5	15,5	13,0	14,0	13,0	11,0	11,5
19,0	18,0	15,5	13,5	18,0	15,5	15,5	13,5	13,0	12,0	10,0	9,0
18,5	16,0	15,5	14,5	18,5	16,5	15,5	14,5	13,5	12,5	11,5	10,0
17,0	16,5	16,0	12,5	18,5	16,5	12,5	13,5	14,5	13,0	12,0	10,5
15,5	16,0	16,0	14,5	18,5	15,5	14,0	14,0	12,5	12,0	12,0	10,0
18,0	15,5	16,0	14,0	17,5	15,0	14,0	10,5	14,0	13,5	12,0	10,0
18,5	16,0	15,0	16,0	16,0	16,0	15,5	14,5	14,5	11,5	10,0	11,0
18,0	15,0	14,5	13,5	16,5	16,0	13,5	11,5	14,5	13,0	11,5	13,0
16,5	17,0	14,0	15,0	19,5	17,0	12,5	13,5	12,5	13,0	11,5	10,5
18,0	18,0	14,0	14,0	15,5	15,0	14,0	12,0	13,5	10,5	10,5	12,0
19,0	17,0	15,5	15,0	16,0	15,0	15,5	11,0	12,5	10,5	12,0	9,5
17,0	14,0	15,5	15,0	17,0	15,5	14,5	12,0	13,5	11,5	11,5	11,5
16,5	18,0	14,0	14,0	18,0	16,0	14,0	12,5	14,5	12,0	11,0	10,0
17,5	17,5	16,0	14,5	17,0	15,5	14,5	12,0	13,5	12,5	11,5	10,0
19,0	16,5	13,5	14,5	17,5	17,0	13,5	12,0	15,0	12,0	10,5	11,5
18,5	18,0	15,0	13,0	16,0	16,5	13,0	12,0	12,0	12,5	12,0	11,0
18,0	17,5	16,5	13,5	15,5	16,0	13,5	13,5	15,0	12,5	11,0	9,0
18,5	16,5	14,0	14,0	17,5	16,5	15,5	15,5	14,0	12,0	13,0	11,5
18,0	16,5	17,0	16,0	19,0	16,0	13,0	13,5	13,5	11,0	10,5	11,0
15,5	16,0	15,5	13,0	18,0	17,0	14,0	15,0	14,0	11,5	11,0	11,0
X_A	X_B	X_C	X_D	X_E	X_F	X_G	X_H	X_I	X_J	X_K	X_L
17,7	16,7	15,3	14,2	17,3	15,9	14,2	13,0	13,7	12,0	11,3	10,6
S_A	S_B	S_C	S_D	S_E	S_F	S_G	S_H	S_I	S_J	S_K	S_L
1,1	1,1	0,9	1,0	1,1	0,7	1,0	1,3	0,8	0,9	0,8	1,0

Tabela 5: Resultados compilados através de ensaio de dureza HV10.

Dureza HV10											
A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
824	835	824	847	847	847	835	847	847	858	858	858
835	835	824	847	847	847	835	847	847	858	858	858
835	835	824	847	847	847	835	847	847	858	858	858
835	835	824	858	835	847	847	835	858	870	858	858
X_A	X_B	X_C	X_D	X_E	X_F	X_G	X_H	X_I	X_J	X_K	X_L
832	835	824	850	844	847	838	844	850	861	858	858

Obtemos assim, a seguinte compilação que facilita o trabalho de interpretação dos dados tratados de forma estatística, a partir de dois conjuntos de população de dados.

Tabela 6: Médias de dureza e tamanho de grão do conjunto de tratamentos ensaiados.

Temperatura de resfriamento	Tempo de Austenitização (s)	Amostra	Dureza HV10	Tamanho de Grão Snyder-Graff
475°C	58	A	832	17,7
	78	B	835	16,7
	117	C	824	15,3
	156	D	850	14,2
525°C	58	E	844	17,3
	78	F	847	15,9
	117	G	838	14,2
	156	H	844	13,0
575°C	58	I	850	13,7
	78	J	861	12,0
	117	K	858	11,3
	156	L	858	10,6

As relações entre crescimento de grão e tempo de austenitização podem ser visualizados através da evolução gráfica proposta a seguir, que facilita a compreensão e interpretação do fenômeno.

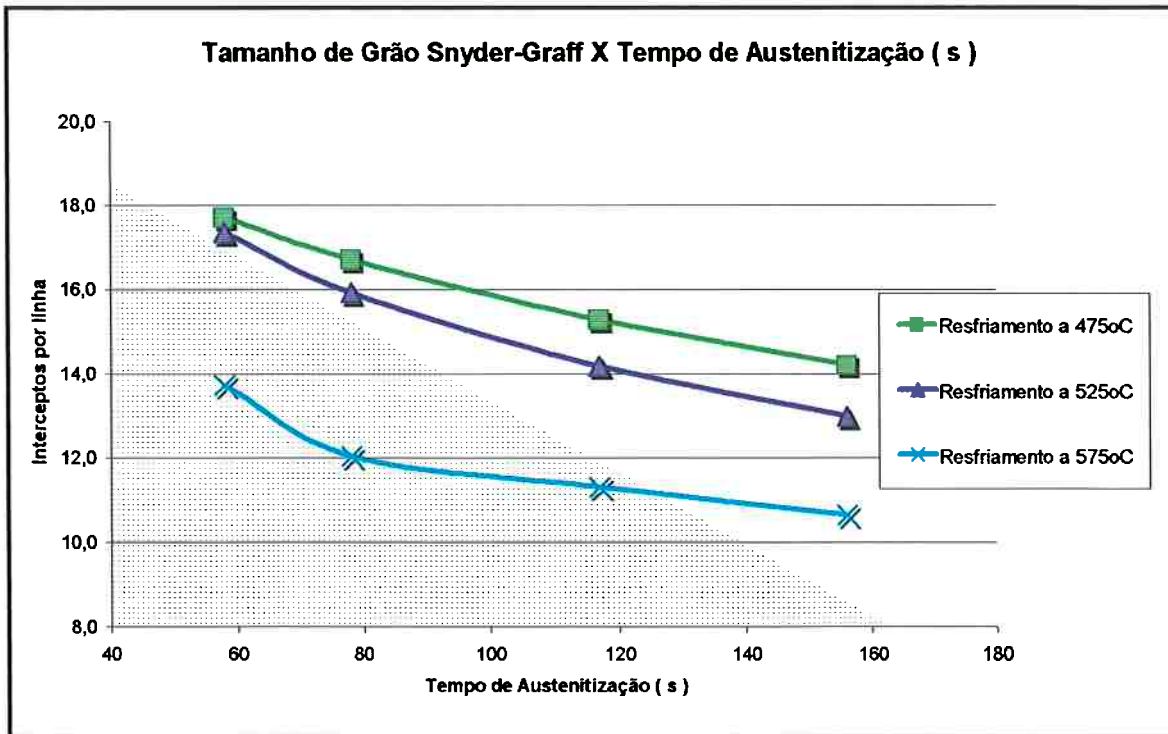


Gráfico 1: Gráfico da evolução do tamanho de grão de uma amostra temperada variando-se o tempo de austenitização, com temperatura de resfriamento fixa.

É verificado pelo gráfico acima, a tendência de crescimento de grão conforme aumentamos o tempo de austenitização.

Outra observação sobre o comportamento das amostras ensaiadas pode ser visto no gráfico a seguir, onde temos a variação do tamanho de grão com a temperatura de martêmpera, para os diversos tempos de austenitização ensaiados.

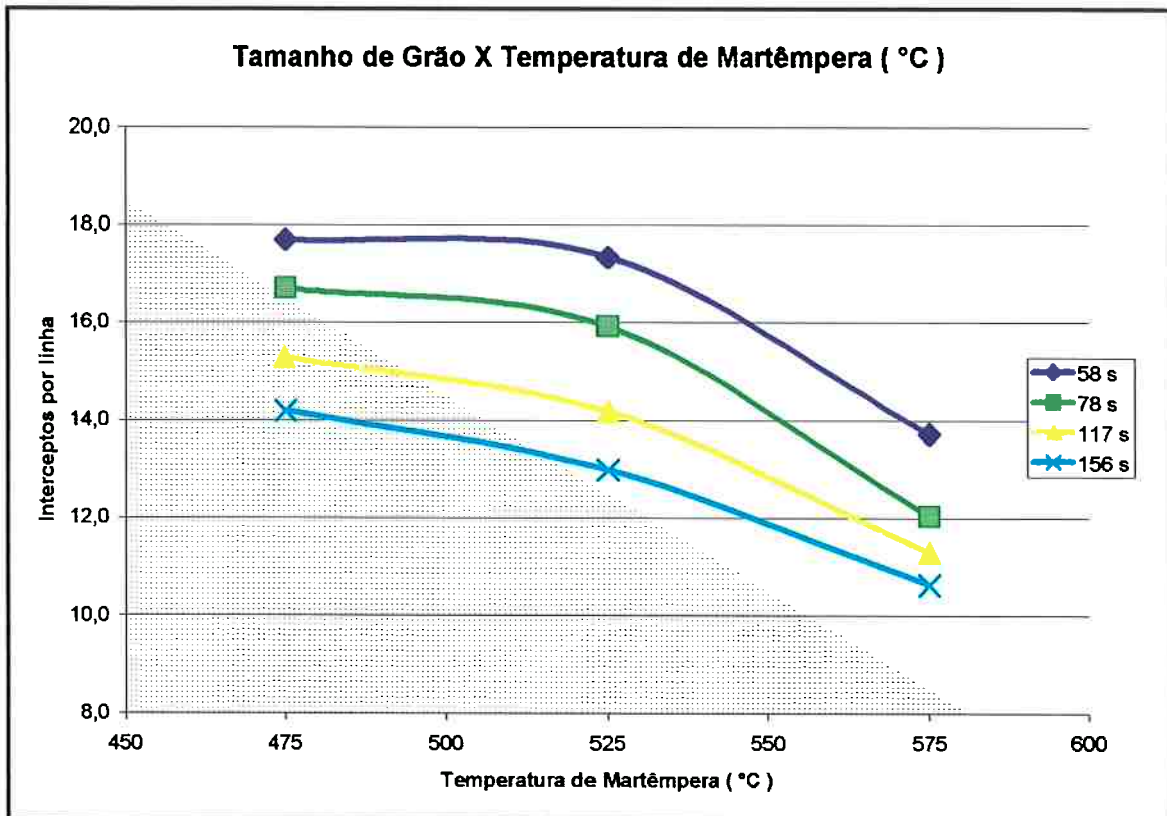


Gráfico 2: Gráfico da evolução do tamanho de grão de uma amostra temperada variando-se a temperatura de resfriamento, com tempo de austenitização fixo.

Este gráfico revela a tendência surpreendente de redução do tamanho médio de grão com a diminuição da temperatura de martêmpera.

6. DISCUSSÃO

Os resultados permitem-nos estabelecer as possíveis causas para os fenômenos observados e as interferências das mesmas nas transformações de fase que ocorrem no tratamento térmico do aço rápido M2.

Estas possíveis causas podem ser relacionadas através da análise de cada etapa, e do processo global de tratamento térmico e sua influência sobre os resultados. Estabelecidas estas causas, através da compreensão do mecanismo de interferência destas no tratamento térmico, é que conseguimos explicar os fenômenos observados e evidenciados pelo tratamento dos dados experimentais.

Os resultados das análises dos valores de dureza e de microestrutura comprovam que as amostras são constituídas por uma dispersão de carbonetos finamente distribuídos (precipitados em contornos e no meio do grão) em uma matriz martensítica, com alto teor de elementos de liga dissolvidos. Os tamanhos médios de grão variam de amostra para amostra dependendo do tratamento térmico adotado, como primeira observação pode-se afirmar que há uma tendência de aumento, quanto maior for o tempo de austenitização. Esta tendência é observada nas microestruturas apresentadas nas fotos 1 e 2.

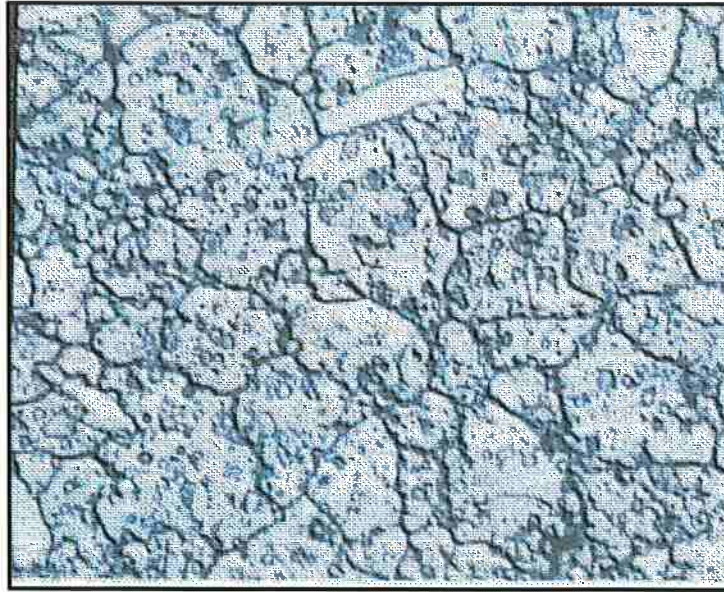


Foto 1: Microestrutura da amostra I austenitizada por 58 s. Aumento de 1000x mais ampliação de 2x.

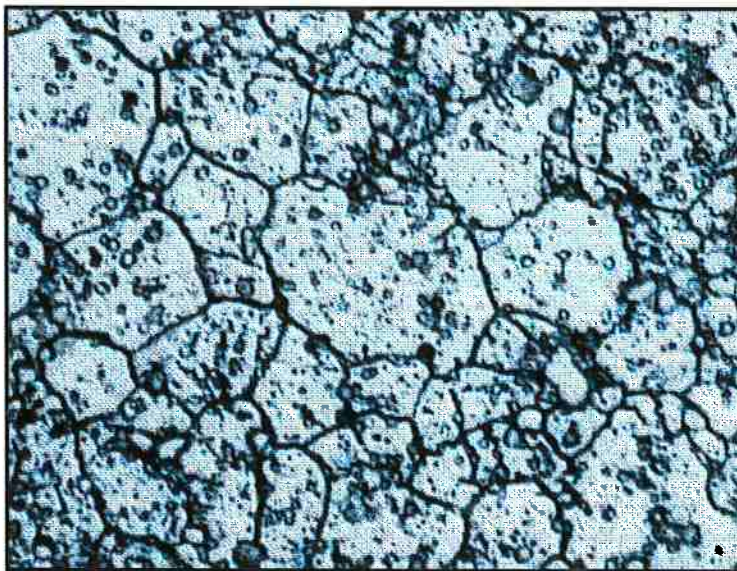


Foto 2: Microestrutura da amostra L austenitizada por 158 s. Aumento de 1000x mais ampliação de 2x.

De forma geral, os carbonetos precipitados no contorno de grão são carbonetos primários, precipitados no início do resfriamento, ou mesmo não solubilizados; por outro lado os carbonetos precipitados no meio do grão são carbonetos secundários precipitados durante o resfriamento como produto da transformação martensítica.

Desta maneira, a evolução do tamanho de grão de forma crescente com o correspondente aumento do tempo de austenitização pode ser explicada pelo mecanismo de crescimento de grão. Com um maior tempo em elevada temperatura (1210°C), os grãos podem crescer facilmente com reduzida interferência do ancoramento de grão pelos carbonetos precipitados, esta interferência impediria a movimentação do contorno de grão, o que não ocorre com grande intensidade devido à grande solubilidade de carbonetos na matriz austenítica.

O crescimento de grão dá-se preferencialmente por movimentação de contornos, sendo este o mecanismo que promove o crescimento de grão nas temperaturas elevadas vigentes durante o tempo de tratamento de austenitização. Como a maioria dos carbonetos estão solubilizados, não existem muitos obstáculos se opondo à movimentação de contornos de grão. Sendo assim, a um maior crescimento é dada pelo ancoramento parcial dos contornos de grão proporcionado pelos carbonetos primários que permanecem como uma pequena fração não dissolvida na austenita, em temperatura de tratamento.

Os resultados confirmam a tendência observada em aplicações gerais, que consiste em termos um crescimento de grão com o aumento do tempo de exposição do metal a elevadas temperaturas.

Um outro fato notado através da análise dos dados relativos ao tamanho de grão, é a evolução do tamanho de grão conforme variamos a temperatura de resfriamento (temperatura de martêmpera). Isto pode ser visto nas metalografias que se seguem, as quais apresentam esta evolução.

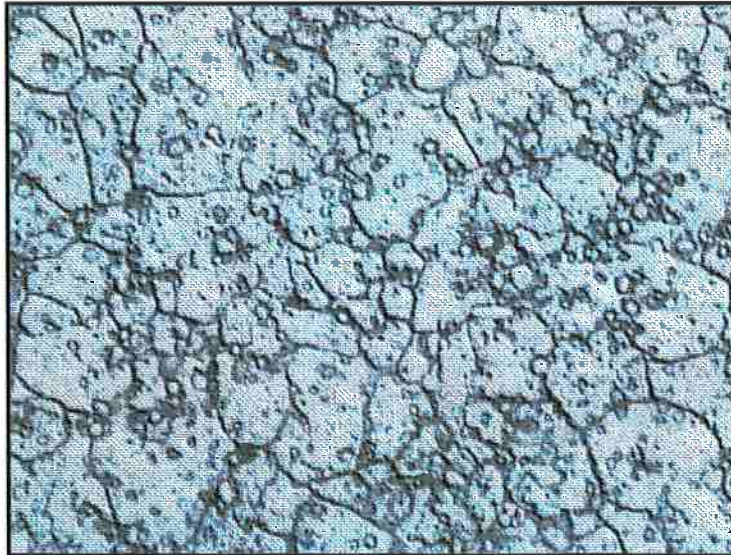


Foto 3: Microestrutura da amostra D resfriada até 475°C (158 s). Aumento de 1000x mais ampliação de 2x.

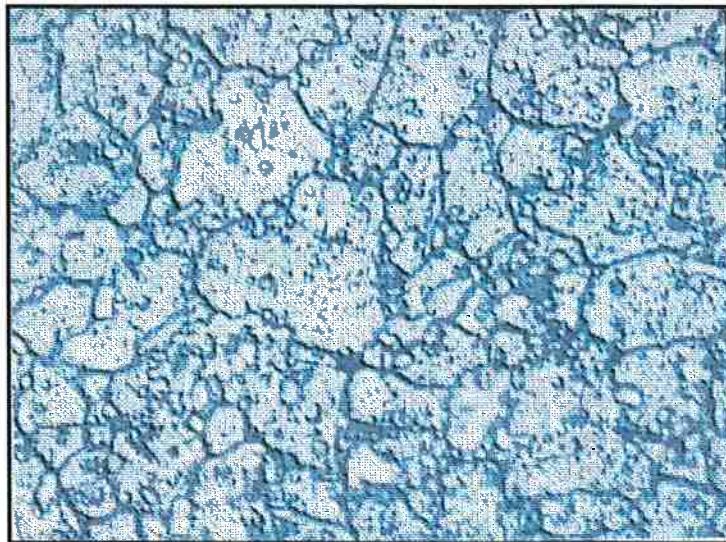


Foto 4: Microestrutura da amostra H resfriada até 525°C (158 s). Aumento de 1000x mais ampliação de 2x.

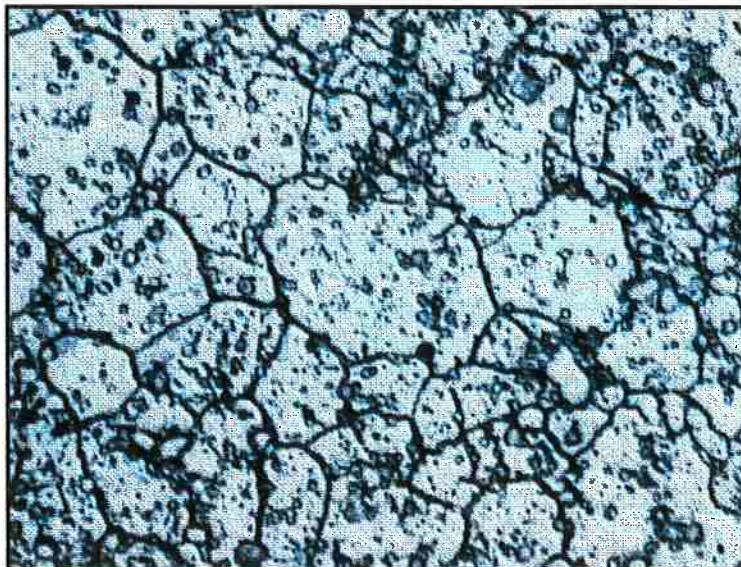


Foto 5: Microestrutura da amostra L resfriada até 575°C (158 s). Aumento de 1000x mais ampliação de 2x.

Este efeito é surpreendente, e não foram encontrados registros na literatura que relacionem a temperatura de martêmpera com a alteração do tamanho de grão, fenômeno observado nos ensaios, que é de relativa importância, pois nos dá uma alteração sensível no tamanho médio de grão.

Sobre este fenômeno podemos levantar algumas hipóteses a respeito de sua origem e mecanismo de ocorrência. A formulação destas hipóteses é complexa, pois aparentemente é difícil explicar como uma alteração de 50°C, na temperatura de martêmpera poderia ser sentida pelo aço, que permanece no mínimo 58 s a 1210°C e vem para o resfriamento, que leva no máximo o mesmo tempo, até a temperatura de martêmpera. Pode-se considerar hipóteses como a de haver maior quantidade de carboneto precipitada em contornos do aço resfriado até 475°C, em relação àqueles resfriados até temperaturas mais elevadas.

A hipótese acima é sustentada pelo fato do tamanho médio de grão ser maior em corpos de prova resfriados a temperaturas mais elevadas, sendo assim, o mecanismo de ancoramento de crescimento de grão (caracterizado pela maior presença de carbonetos precipitados) seria o principal fator inibidor do crescimento de grão.

7. CONCLUSÕES

Os dados e gráficos relativos ao tamanho de permitem-nos extrair algumas constatações. Estas constatações, por sua vez, possibilitam a observação de uma relação entre o tamanho médio de grão das amostras, e o tempo de austenitização e a temperatura de resfriamento (temperatura de martêmpera).

Como resultado deste trabalho chegamos às seguintes conclusões:

1. Elevando-se o tempo de austenitização obtemos tamanho médio de grão maior. Fato este, que constitui uma regra geral para metais submetidos a elevadas temperaturas.
2. Elevando-se a temperatura de resfriamento (temperatura de martêmpera) obtemos um tamanho de grão maior. Este efeito é surpreendente, e não foram encontrados registros na literatura a respeito do fenômeno. Necessitando para efeito de pesquisa, uma expansão da base de dados experimentais com maior quantidade de dados em uma maior faixa de temperaturas de martêmpera, para que sejam mais relevantes, oferecendo a possibilidade de uma análise de fundamentos teóricos que expliquem este fenômeno, ou que confirmem a hipótese levantada, sobre a possibilidade de haver maiores quantidades de carbonetos precipitados em amostras ensaiadas em temperaturas menores de resfriamento.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. GROBE, Arthur H., ROBERTS, George A., and CHAMBERS, D. S.,
'Discontinuous Grain Growth in High Speed Steel', Transactions of the
ASM, vol. 46, 1954, p.760.
2. WILSON, Robert, *'Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels'*, 2ª edição,
McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1975, p. 13.
3. WILSON, Robert, *'Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels'*, 2ª edição,
McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1975, p. 172.
4. WILSON, Robert, *'Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels'*, 2ª edição,
McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1975, p. 175.
5. WILSON, Robert, *'Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels'*, 2ª edição,
McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1975, p. 169.
6. WILSON, Robert, *'Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels'*, 2ª edição,
McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1975, p. 169.
7. HOYLE, Geoffrey, *'High Speed Steels'*, 1ª Edição, Butterworths & Co.
(Publishers) Ltd, 1988, p. 109.
8. WILSON, Robert, *'Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels'*, 2ª edição,
McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1975, p. 163.
9. GROBE, Arthur H., ROBERTS, George A., e CHAMBERS, D. S.,
'Discontinuous Grain Growth in High Speed Steel', Transactions of the
ASM, vol. 46, 1954, p. 759.

10. MCHARGUE, Carl J., HAMMOND, Joseph P., e CROUSE, Charles S., '*The Angular-appearing Carbides in High Speed Tool Steels*', Transactions of the ASM, vol. 46, 1954, p. 716.
11. KULA, Eric, e COHEN, Morris, '*Grain Growth in High Speed Steel*', Transactions of the ASM, vol. 46, 1954, p. 727.
12. HOYLE, Geoffrey, '*High Speed Steels*', 1ª Edição, Butterworths & Co. (Publishers) Ltd, 1988, p. 52 até p. 99, p. 109 até 115.
13. SPIEGEL, Murray R., '*Estatística*, (Traduzido por Pedro Consentino)', 2ª Edição, Editora Ao Livro Técnico S. A., 1969, p. 70 até p. 74, p. 109 até p. 114.
14. FRENCH, H. J., STRAUSS, Jerome, e DIGGES, T. G., '*Effect of Heat Treatment on Lathe Tool Performance and Some Other Properties of High Speed Steels*', Transactions of American Society for Steel Treating, vol. 4, 1923, p. 353.