

Edu Kanayama

Aluno do Curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica

**Caracterização da Tenacidade do Aço DIN 100 Cr 6 com
Relação ao Teor de Austenita Retida e Carbonetos
Dissolvidos**

Trabalho de Formatura referente à disciplina PMT-594 do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

Orientador: Prof. Dr. Hélio Goldenstein
Professor Doutor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Hélio Goldenstein pelos ensinamentos e disposição ao encaminhar este trabalho.

À Rolamentos Schaeffler em nome dos Eng^{os.} Ricardo Strangis Cumino e Wander Gomes da Silva pela oportunidade e pelo apoio técnico.

Ao Prof. Dr. Carlos Eduardo Pinedo, do Núcleo de Pesquisas Tecnológicas da Universidade de Mogi das Cruzes, pelo pronto atendimento e oferta dos equipamentos, sem os quais não seria possível a realização deste trabalho.

À Villares de Sorocaba pela imprescindível seção do material para os ensaios.

À todos os técnicos e laboratoristas que sempre mostraram o máximo empenho para colaborar na execução dos ensaios.

Aos meus pais, à Raquel e aos amigos que colaboraram, apoiaram e incentivaram sempre.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	5
1.1 Generalidades	5
1.2 Considerações sobre o aço DIN 100 Cr 6	5
1.3 Processamento Industrial do aço DIN 100 Cr 6	8
1.3.1 - Estrutura prévia	8
1.3.2 - Tratamento Térmico (Têmpera e Revenimento)	9
1.4 Tenacidade	11
1.4.1 – Conceito	11
1.4.2 - Tipos de Fraturas de Metais e Ligas	12
1.4.3 - Tensões e Deformações	13
1.4.4 - Fratura Dútil	14
1.4.5 - Aspectos Microscópicos da Fratura Dútil	
1.4.6 - Fratura Frágil	14
1.5 Ensaio de Impacto Charpy	15
1.5.1 - Comportamento da Fratura	15
1.5.2 - Efeito do Entalhe	16
2. OBJETIVO	17
3. MATERIAIS	17
4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	19
4.1 Tratamentos Térmicos	19
4.2 Análise Metalográfica	24
4.3 Ensaio de Impacto Charpy	25

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	27
5.1 - Tratamentos Térmicos	27
5.1.1 - Micrografias	27
5.1.2 - Discussão	36
5.2 - Ensaios de Dureza	38
5.2.1 - Medidas Obtidas	38
5.2.2 - Discussão	40
5.3 - Análise de Austenita Retida	41
5.4 - Ensaio de Impacto Charpy	42
5.4.1 - Resultados Obtidos	42
5.4.2 - Discussão	44
6. CONCLUSÕES	46
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	

1. INTRODUÇÃO

1.1. GENERALIDADES

Cada vez mais observa-se a aceitação e a implantação do conceito que relaciona diretamente o desenvolvimento com o investimento na criatividade e na força das idéias, baseadas no conhecimento e na informação. Dessa forma é possível distinguir-se, não só no âmbito social, mas principalmente na escala da tecnologia industrial, o movimento em direção ao dito Primeiro Mundo em contrapartida da estagnação estrutural que é verificada em setores que são moldados no Velho Mundo Industrial, em que inovações tecnológicas são vistas como luxo⁽¹⁾.

Nesse ponto a pesquisa, incentivada pelas necessidades industriais, é de fundamental importância nesse processo de salto tecnológico, a fim de encontrar-se o ponto de equilíbrio entre a redução de custos e a otimização de um processo. Embora na maioria das vezes não se consiga obter uma conclusão definitiva para um determinado caso, os dados obtidos são suficientemente satisfatórios para a aplicação prática em escala industrial, desde que se garanta uma margem de confiança para tal reproduzibilidade. Tal margem depende de ensaios fundamentados em teorias e práticas experimentais consistentes.

1.2 CONSIDERAÇÕES SOBRE O AÇO DIN 100 Cr 6

Amplamente utilizado na fabricação de anéis e elementos rolantes dos mais variados tipos de rolamentos, o aço DIN 100 Cr 6 tem como principais componentes químicos alto carbono e cromo, aproximadamente 1% e 1,4 % respectivamente. Uma das vantagens da utilização industrial deste aço vem das suas propriedades de usinabilidade, que são um bom acabamento superficial com o menor tempo de corte e um mínimo desgaste de ferramentas⁽²⁾. Outras

vantagens vêm das propriedades conferidas pela composição química do aço e sua microestrutura consequente, que satisfazem aos requisitos mecânicos necessários durante o serviço dos componentes⁽³⁾.

A faixa de composição química com os principais elementos de liga para o aço DIN 100Cr6 e seu equivalente AISI 52100 são tabelados a seguir.

Tabela 1: Faixas de Composição Química para os aços DIN 100Cr6 e AISI 52100 ⁽⁴⁾

Elemento de Liga (%)	C	Cr	Mn	Si	P	S
DIN 100Cr6	0,95 – 1,05	1,40 – 1,65	0,25 – 0,45	0,15 – 0,35	máx. 0,030	máx. 0,025
AISI 52100	0,98 – 1,10	1,30 – 1,60	0,25 – 0,45	0,15 – 0,35	máx. 0,030	máx. 0,025

A microestrutura de recebimento na indústria é especificada como sendo de carbonetos globulares em uma matriz ferrítica. Esta estrutura é obtida através dos tratamentos de esferoidização e coalescimento dos nódulos de perlita, que muitas vezes são contornados por um filme de cementita. Tal especificação, esferoidizado e coalescido, se deve a melhoria da usinabilidade do aço além de conferir uma estrutura de carbonetos finos e uniformemente distribuídos o que propicia após o tratamento térmico um alto limite de elasticidade e alta resistência à fadiga, propriedades estas essenciais aos materiais destinados a rolamentos⁽⁵⁾.

O tratamento térmico convencional deste aço tem como ciclo uma austenitização a aproximadamente 870°C por 30 a 45 minutos, dependendo da massa e espessura da peça. A têmpera é realizada em óleo a aproximadamente 80°C e revenimento a 180°C por 120 minutos. A microestrutura resultante deste tratamento é de martensita revenida com cerca de 15% de austenita retida e dureza entre 58 e 62 HRC⁽⁶⁾.

Conforme as várias solicitações em serviço a que estão sujeitos os rolamentos, tais como tensões e desgastes, alguns requisitos devem ser inerentes ao aço para rolamentos. As principais propriedades mecânicas necessárias a esse aço são:

- Resistência à fadiga : uma vez que existe a possibilidade de nucleação de trincas devido a fadiga de contato causada pelas tensões cíclicas de tração e compressão⁽⁴⁾.
- Resistência à deformação plástica e Dureza : os rolamentos muitas vezes devem suportar eixos e outros componentes sem perder a estabilidade dimensional (deformação plástica). Por ser constituído de diversas partes, anéis externos e internos, gaiolas, elementos rolantes, muitas vezes montados em mancais, não pode existir a variação dimensional de nenhuma destas partes pois comprometeria o funcionamento do componente.
- Tenacidade : é importante no funcionamento do rolamento pois está relacionada com os requisitos anteriores, mas sua importância também está ligada com as etapas de fabricação principalmente as etapas sucessoras ao tratamento térmico. Tais processos são a dita usinagem dura (retificação e lapidagem) e a montagem. No caso da retífica a influência da tenacidade é mais fácil de visualizar-se e está relacionada com as forças aplicadas pela ferramenta que não devem causar nenhum tipo de trinca ou a “queima”. Já na montagem a tenacidade poderia ter uma influência quando dos esforços existentes nos encaixes das partes do rolamento. Um caso particular em que a tenacidade possui extrema importância é na montagem de rolamentos em que os anéis externos são trincados propositalmente para a montagem das partes internas e posteriormente reposicionados e fixados em mancais. O trincamento é feito por impacto no anel que possui um entalhe, resultando assim em uma trinca passante com uma abertura controlada para que o anel possa ser reposicionado sem comprometer seu funcionamento. O plano de operação para a produção desta peça tem definido como tratamento térmico a austêmpera com uma estrutura resultante totalmente bainítica, e define como tratamento alternativo, a têmpera seguida de duplo revenimento, obtendo-se assim uma microestrutura de martensita revenida com dureza inferior ao tratamento convencional, e portanto maior tenacidade. Como o tratamento mostrado como alternativo tem um custo mais baixo e a possibilidade de ser realizado nos próprios fornos do tratamento convencional, é o que

seria a tenacidade devido a concentração de impurezas fragilizantes nos contornos de grão⁽⁸⁾.

Outro fator relacionado com o aumento da temperatura de austenitização é o teor de carbono dissolvido e sua influência na temperatura de inicio de transformação martensítica (M_s) e consequentemente na temperatura de final de transformação martensítica (M_f). Sabe-se que quanto maior for o teor de carbono dissolvido, menor será o M_s e o M_f , como pode-se observar pela seguinte fórmula empírica :

$$M_s = 561 - 474(\%C) - 33(\%Mn) - 17(\%Cr) - 21(\%Mo)^{(9)}.$$

Para o 100 Cr 6 o M_s , a partir de uma austenitização a 860°C, é de 245°C, ao passo que para uma austenitização em 1050°C o M_s diminui para 135°C⁽¹⁰⁾.

O abaixamento do M_s tem como consequência um aumento da probabilidade da ocorrência da austenita retida e portanto de uma diminuição de dureza. Outras propriedades também são afetadas pela presença de austenita retida, embora não se tenha uma resposta definitiva para esse tipo de comportamento. Uma dessas propriedades é o desgaste de rolamentos estudado por Silva⁽³⁾, em que foi observado uma certa tendência de aumento do desgaste com o aumento do teor de austenita retida até valores de aproximadamente 30%, sendo que a partir desses valores, os elementos dos rolamentos, apresentaram uma diminuição do desgaste. Um trabalho feito por Luo Hong⁽¹¹⁾ e outros mostra o efeito da austenita no tipo de desgaste (abrasão ou delaminação da estrutura martensítica), bem como os diferentes mecanismos de retenção da austenita, comparando-se a têmpera com a austêmpera. Kar⁽¹²⁾ estudou o comportamento de uma estrutura mista com relação à tenacidade. Assim uma microestrutura mista de bainita inferior, martensita e austenita retida obtida através da transformação isotérmica subsequente a dois ciclos de austenitização, mostrou-se com uma combinação de resistência – tenacidade superior à microestrutura temperada e revenida. Outra vez o fator custo/benefício não viabiliza este tipo de tratamento com vários ciclos, e portanto, utiliza-se a otimização do processo através da obtenção da microestrutura e propriedades desejadas a partir da microestrutura como recebida, com carbonetos coalescidos.

normalmente utiliza-se. Porém, algumas vezes ocorrem problemas quando da montagem deste tipo de rolamento, que trincam de uma forma indesejável, impossibilitando sua utilização, mostrando claramente a falta de tenacidade do componente para este processamento e a necessidade de ajustes no processo.

1.3 PROCESSAMENTO INDUSTRIAL DO AÇO 100 Cr 6

1.3.1 Estrutura Prévia

Para a fabricação dos rolamentos a matéria-prima recebida na fábrica tem como especificação uma microestrutura de carbonetos coalescidos em matriz ferrítica. Tal definição está relacionada com a maior facilidade de usinagem das barras, tubos e arames nessa condição⁽³⁾.

A microestrutura coalescida é obtida através do recozimento com esferoidização dos carbonetos. Com este tratamento os carbonetos inicialmente levemente alongados tornam-se arredondados. Posteriormente há o coalescimento dos carbonetos com a consequente diminuição do número de partículas, aumento do tamanho dos carbonetos e aumento da distância média entre as partículas. Estes fatores levam a uma estrutura de carbonetos homogeneamente distribuídos⁽⁵⁾.

A condição microestrutural anterior ao tratamento térmico é de fundamental importância para a obtenção de propriedades mecânicas e metalúrgicas finais, isto deve-se ao fato de que a microestrutura prévia de carbonetos finamente e homogeneamente distribuídos tem como resultado após têmpera e revenimento uma estrutura martensítica em iguais condições. Outras microestruturas prévias, como as obtidas por um ciclo de austenitização e resfriamento de modo a obter-se martensita, perlita ou bainita, para posterior têmpera e revenimento, mostram-se eficientes na obtenção de uma estrutura martensítica também fina e homogênea. A limitação destes ciclos anteriores à têmpera final, é com relação ao custo elevado adicionado ao processo⁽³⁾.

1.3.2 Tratamento Térmico (Têmpera e Revenimento)

O tratamento térmico de têmpera e revenimento deve conferir ao aço as propriedades mecânicas necessárias, tais como resistência à fadiga devido às tensões cíclicas e alto limite de resistência, garantindo assim dureza e estabilidade dimensional sem que ocorra deformação plástica durante o serviço dos componentes. Deve-se no entanto não prejudicar outras propriedades, principalmente a tenacidade, que está relacionada com a fragilidade do material. Para tanto realiza-se a têmpera em óleo aquecido, por ser um meio de resfriamento menos severo, além do dito revenimento que se trata de um alívio das tensões internas que são criadas durante a têmpera. O revenimento apesar de diminuir em alguns pontos a dureza, garante uma menor fragilidade do aço.

Os parâmetros mais relevantes no tratamento térmico são relativos à temperatura e ao tempo de austenitização, pois a principal reação nesta etapa é a dissolução de carbonetos. Esta dissolução é tanto maior quanto maiores forem os respectivos tempo e temperatura de austenitização. Baixas temperaturas de austenitização implicam em uma grande fração de carbonetos não dissolvidos que podem atuar como locais preferenciais para a nucleação de trincas. Por outro lado quando aumenta-se muito a temperatura uma grande fração de carbonetos será dissolvida levando às seguintes consequências :

- Aparecimento de microtrincas de têmpera;
- Aumento do grão austenítico;
- Abaixamento das temperaturas M_s e M_f ;

O aparecimento de microtrincas de têmpera está relacionado com as tensões criadas na transformação martensítica e que são incrementadas com o maior teor de carbonetos dissolvidos. Este fato leva a uma drástica diminuição da tenacidade do aço⁽⁷⁾.

Com relação ao tamanho do grão austenítico poderia pensar-se que um aumento deste seria benéfico para uma melhor temperabilidade devido a diminuição das interfaces da estrutura, porém a temperabilidade do aço não mostra-se crítica e o aumento do tamanho de grão austenítico acarretariam perdas muito maiores nas propriedades do material. A principal propriedade prejudicada

Após a têmpera realiza-se o revenimento para conferir ao aço uma certa tenacidade. A baixa temperatura de tratamento, aproximadamente 180°C, tem como principal função o alívio de tensões, sendo estas as causadas pela têmpera e consequente transformação martensítica. Não se observa ao microscópio óptico as transformações ocorridas, tais como a difusão do carbono do reticulado da martensita para defeitos formando "clusters", e a precipitação em forma de carbonetos $\epsilon^{(9)}$.

1.4 TENACIDADE

1.4.1 Conceito

A maneira clássica de se definir tenacidade de um material metálico é a utilização do gráfico de tensão versus deformação real, assumindo numericamente o valor da área sob tal curva, assim temos a energia de deformação absorvida por unidade de volume.

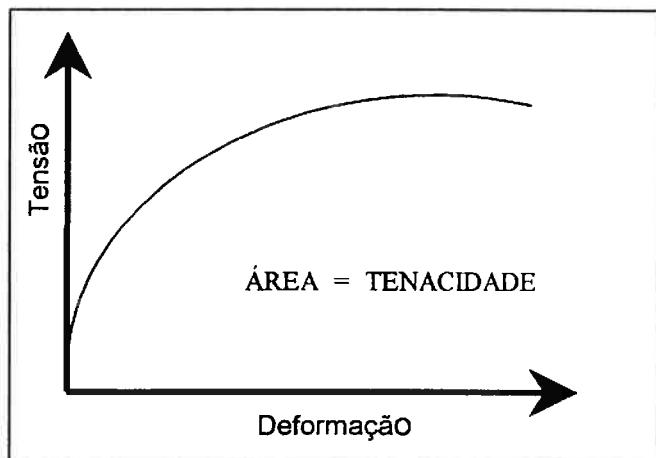


Figura 1 : Gráfico Tensão X Deformação Real ⁽¹²⁾

A tenacidade é uma propriedade que relaciona resistência com dutilidade, ou seja, um material tenaz é aquele em que há uma relação ótima de resistência e dutilidade.

Os fatores externos que agravam o comportamento tenaz são a triaxilidade de tensões de tração (entalhe), baixa temperatura e o choque provocado por um impacto no material. Tais condições são as utilizadas para testar um material através do ensaio de impacto Charpy⁽¹²⁾.

1.4.2 Tipos de Fraturas de Metais e Ligas

Excluindo-se os casos de fratura por fadiga, sob cargas cíclicas, e fratura por fluência, temperatura acima da metade da temperatura de fusão, os metais e ligas podem fraturarem-se de duas formas:

- 1- Fratura Frágil : neste caso a trinca propaga-se instavelmente, mesmo sob a ação de carga constante ou decrescente, a uma velocidade de propagação do som no material. A fratura se dá sem que haja deformação plástica macroscópica.
- 2- Fratura Dútil : esse tipo de fratura ocorre por deformações plásticas contínuas com a conseqüente redução de área da seção resistente até que se mantenham as condições para a continuidade da propagação da trinca ou a ruptura devido ao término do material. Verifica-se, portanto, na fratura dútil uma pronunciada deformação plástica macroscópica⁽¹³⁾.

1.4.3 Tensões e Deformações

Devido ao tipo de solicitação a que é submetido um material, criam-se estados de tensão específicos. Um dos critérios que abordam sobre as tensões responsáveis pela deformação plástica dos metais considera que a deformação plástica começa quando as máximas tensões de cisalhamento atuantes no corpo atingem certos valores críticos.

A figura a seguir esquematiza o tipo de solicitação a que está sujeito um corpo de prova no ensaio de impacto Charpy, bem como a região que sofrerá deformação inicialmente. O material ao redor desta região não está sofrendo deformação e assim cria uma dificuldade para tal deformação. Origina-se assim um complexo estado de tensões, o que provoca um aumento do nível de tensões necessárias para que ocorra a deformação plástica⁽¹³⁾.

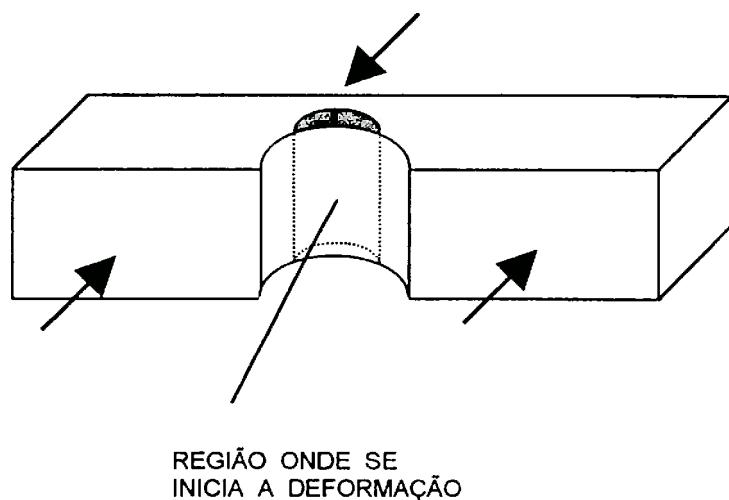


Figura 2 : Tensões no Ensaio Charpy ⁽¹³⁾

1.4.4 Fratura Dútil

As superfícies de uma fratura dútil apresentam características que podem definir o quanto dútil é o material. Estas características são divididas em zonas conforme sua aparência, e são as seguintes:

- a) Zona Fibrosa : é a região onde se dá o início da fratura dútil e por onde a trinca se propaga estavelmente sob cargas crescentes. Em aços temperados e revenidos o que se observa são linhas circunferenciais de certa forma concêntricas e normais à direção de propagação da trinca.
- b) Zona Radial : as marcas radiais tem início na periferia da zona fibrosa ou no ponto de nucleação da trinca quando não se forma zona fibrosa, e

correspondem à propagação instável da trinca. Através dessas marcas é possível identificar-se a origem de uma fratura frágil. Normalmente as marcas radiais são mais grosseiras para materiais mais tenazes, como observa-se para aços de média resistência, temperados e revenidos, apresentam marcas grosseiras quando ensaiados próximo da temperatura ambiente, passando a finas com o abaixamento da temperatura.

- c) Zona de Cisalhamento : esta zona é inclinada de aproximadamente 45º em relação ao eixo de tesões de tração e forma-se devido ao alívio da triaxilidade de tensões com a proximidade da superfície livre do corpo-de-prova. Esta zona ocupa uma área tal conforme a diminuição das zonas fibrosa e radial.

A presença de um entalhe superficial além de concentrar tensões, provoca um estado triaxial de tensões. Assim a zona fibrosa da fratura pode ser deslocada do centro do corpo de prova para o fundo do entalhe. Estas alterações podem não ocorrer se o raio de curvatura do fundo do entalhe for suficientemente grande⁽¹⁴⁾.

1.4.5 Aspectos Microscópicos da Fratura Dútil

A fratura dútil de estruturas metálicas se dá pela formação, crescimento e coalescência de micro-cavidades, formando uma superfície com cavidades hemisféricas ou parabólicas conhecidas por alvéolos ou "dimples"⁽¹³⁾.

1.4.6 Fratura Frágil

Esta fratura caracteriza-se pelas marcas radiais, tais como as da zona radial da fratura dútil. Estas marcas se estendem pela superfície da trinca até

próximo das superfícies livres, onde se formam zonas de cisalhamento devido ao alívio do estado triaxial de tesões.

Microscopicamente a principal característica do aspecto da fratura frágil são as facetas de cllivagem⁽¹⁴⁾.

1.5 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy é utilizado para medir-se a tendência à fratura frágil de metais.

O corpo de prova, normalmente entalhado, é submetido a um esforço de flexão por impacto. Para tanto é utilizado um martelo com massa conhecida que é elevado até uma altura h . A massa presa por um eixo é solta rompendo-se o corpo de prova por flexão. A partir da altura h' atingida pelo pêndulo após a fratura calcula-se a energia absorvida como sendo a diferença entre h e h' . Normalmente as máquinas Charpy são calibradas para fornecer diretamente a energia absorvida.

Como já foi visto anteriormente, neste ensaio testa-se o material sob as três condições que agravam o comportamento tenaz, ou seja, triaxialidade de tração (entalhe), baixa temperatura e choque por impacto.

Embora o ensaio Charpy não apresente valores que possam prever o comportamento frágil ou dítil do aço usado em serviço, pois neste caso são normalmente grandes massas ou componentes com várias estruturas, este ensaio aplica-se como teste de aprovação ou teste de identificação para lotes diferentes de um mesmo aço ou na escolha entre diferentes aços, quando se estabeleça uma correlação confiável com o comportamento em serviço⁽¹⁵⁾.

1.5.1 Comportamento da Fratura

No ensaio Charpy deve-se tomar o cuidado com o comportamento provocado pelo entalhe (frágil ou dútil) pois aplica-se uma única tensão durante a carga. Os valores de energia determinados são comparações quantitativas para um corpo de prova determinado, mas não podem ser convertidos em valores de energia que possam ser usados nos cálculos de projetos de engenharia. O comportamento de um entalhe indicado para um determinado teste, aplica-se somente para o tamanho do corpo de prova, geometria do entalhe e às condições envolvidas, e não podem ser generalizadas para outros tamanhos de corpos de prova e condições diferentes.

O comportamento de um entalhe para os metais e ligas cúbicos de face centrada (CFC), para um grande grupo de materiais não-ferrosos e aços austeníticos pode ser analisado por suas propriedades comuns do ensaio de tração. Se os materiais são frágeis na tração eles serão frágeis quando entalhados, ao passo que se eles são dúteis na tração então eles serão dúteis entalhados, exceto em casos de entalhes não comuns, severos ou muito profundos. Entretanto baixas temperaturas não alteram esta característica desses materiais. Em contrapartida, o comportamento dos aços ferríticos sob condições de entalhe não pode ser previsto por suas propriedades manifestadas no teste de tração⁽¹⁵⁾.

1.5.2 Efeito do Entalhe

O entalhe proporciona uma combinação de tensões multiaxiais associada a restrições para a deformação nas direções perpendiculares à máxima tensão, e uma concentração de tensões na base do entalhe. Condições com entalhes severos não são desejáveis pois levam a fratura frágil⁽¹³⁾.

2. OBJETIVO

Este estudo tem por objetivo correlacionar algumas propriedades mecânicas do aço para rolamentos DIN 100 Cr 6 com sua microestrutura após tratamentos de têmpera e revenimento, realizados a vários tempos e temperaturas de austenitização, obtendo assim corpos de prova com diferentes níveis de austenita retida.

Para efeito de comparação entre os tratamentos térmicos foi realizado o ensaio de impacto Charpy a fim de classificá-los quanto a tenacidade. Utilizou-se como tipo de entalhe o em "C" de modo a diminuir a drasticidade de entalhes mais severos, e assim conseguir dados que apresentassem uma escala de comparação mais definida.

Os dados obtidos não visam determinar numericamente a tenacidade para o aço em questão segundo cada tratamento a que fora submetido, mas sim o de comparar entre os tratamentos escolhidos qual a tendência no comportamento deste aço diante da diferença microestrutural resultante das variações dos parâmetros de tratamento térmico.

3. MATERIAIS

O material base para a usinagem dos corpos de prova foram barras redondas com diâmetro de 17,5 mm, do lote nº 539837, da corrida nº 8119784, barras estas cedidas pela fábrica da Villares de Sorocaba. A composição química em porcentagem desta corrida é certificada como sendo a seguinte:

Tabela 2 : Composição Química do Aço 100 Cr 6 utilizado neste trabalho (%)

C	Cr	Ni	S	Mn	Mo	P	S	Cu	Al	N	O ₂
0,99	1,46	0,05	0,20	0,33	0,01	0,013	0,005	0,04	0,027	0,0022	9ppm

A análise metalográfica do material recebido apresentou como resultados uma dureza de 184 a 187 HB, com uma microestrutura de carbonetos coalescidos em matriz ferrítica, como é observado na figura 3.

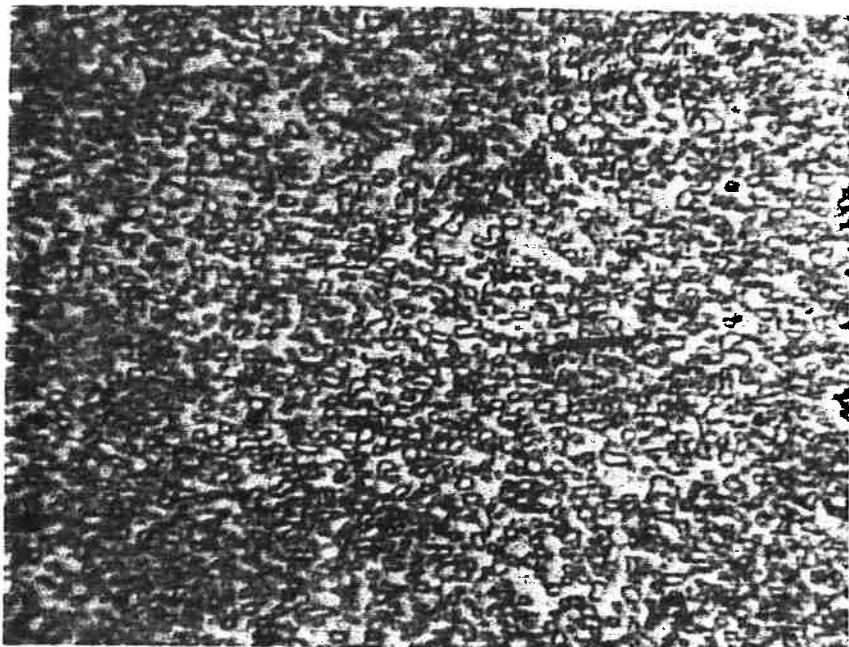


Figura 3: Micrografia do aço DIN 100Cr6 como recebido. Ataque Nital. 1000X.

As barras redondas foram usinadas e retificadas na fábrica de Sorocaba da Rolamentos Schaeffler para as medidas do corpo de prova ($10 \times 10 \times 50$ mm), obtendo-se assim as medidas e acabamentos finais.

De posse dos corpos de prova já com as medidas finais procedeu-se ao fresamento do entalhe em "C", no Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP. Este entalhe possui um raio de 12 mm com 2 mm de profundidade a partir da face fresada. Apresenta-se a seguir a figura esquemática deste corpo de prova.

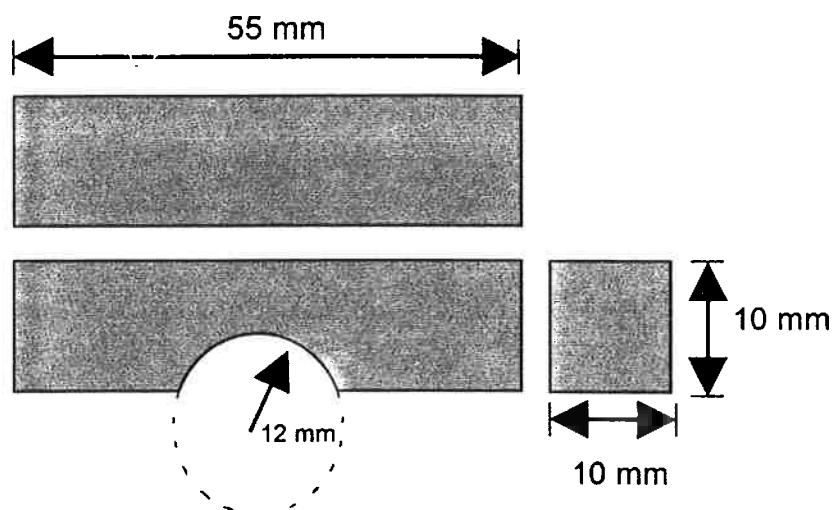


Figura 4 : Desenho do Corpo de Prova com Entalhe em "C".

4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

4.1 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados no Núcleo de Pesquisas Tecnológicas (NPT) da Universidade de Mogi das Cruzes (UMC).

Para evitar a descarbonetação na superfície dos corpos de prova durante a austenitização utilizou-se um forno do tipo mufla Thermotec (220V, 16 A, 3.5 kW, 1200°C) com a adaptação de uma retorta de aço inoxidável na qual mantinha-se o vácuo através de um bomba de alto vácuo da Edwards, modelo E2M18 e um motor WEG (1 CV, 1730 rpm, 60 Hz), conforme a figura 5.

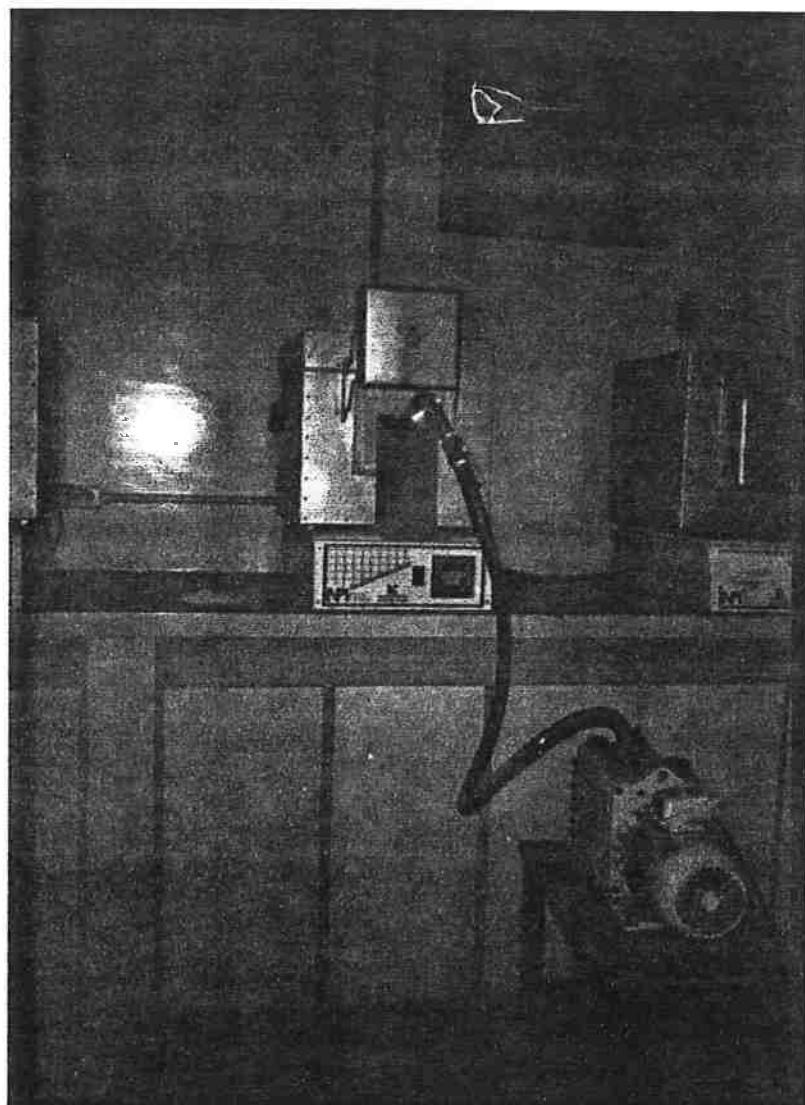


Figura 5: Foto dos equipamentos utilizados para a austenitização.

Este procedimento teve por base o fato do aço DIN 100 Cr 6 ser de alto carbono e devido às temperaturas utilizadas durante a austenitização serem favoráveis à descarbonetação devido ao abaixamento do potencial de carbono caso não se utilize uma atmosfera protetora (pressão: 500mm c.d.a., metanol: 6,0 a 9,0 l/h, 1200 a 1800 Ni/h, nitrogênio: 4,0 a 6,0 Nm³/h) que confere uma atmosfera com potencial de carbono de aproximadamente 1,0%, tal qual no processo industrial mais utilizado, ou o tratamento sob vácuo.

Poderia contornar-se este problema com a retífica posterior das faces dos corpos de prova já tratados, porém existe a dificuldade da execução deste processo devido principalmente à presença do entalhe arredondado. A seguir apresenta-se as figuras dos equipamentos acima mencionados.

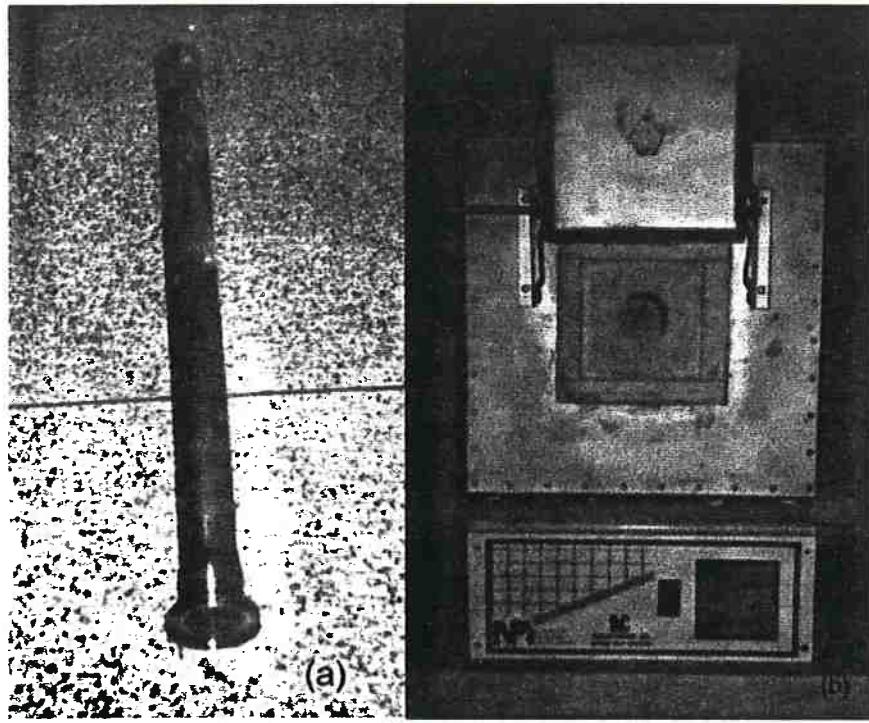


Figura 6: Fotos com os detalhes da retorta (a) e da mufla (b)

A adaptação da retorta na entrada do forno impede a monitoração, por um termopar, da temperatura atingida no interior do forno possuindo-se apenas a temperatura do controlador das resistências do forno, que por experiências anteriores mostrou-se impreciso. Para contornar-se essa dificuldade, procedeu-se à aferição prévia do forno com a utilização do termopar Yokogawa 7563 tipo K (Chromel-Alumel) nas temperaturas de austenitização pré-determinadas, e assim conseguiu-se uma tabela com os valores reais desejados registrados pelo termopar contra os registrados pelo controlador do forno.

Os tempos e temperaturas pré-determinados foram baseados baseados naqueles definidos por Cumino e Silva em seus respectivos trabalhos e têm como fundamento os parâmetros médios do tratamento térmico industrial com as devidas variações a fim de que fossem obtidos vários níveis de austenita retida. Outro fator para a utilização desses valores foi a possibilidade de comparar-se os resultados obtidos nos trabalhos citados acima com os resultados do presente estudo, e assim poder visualizar-se o comportamento do aço segundo tais variações de uma forma a mais abrangente possível, ou seja, facilitar o estudo de diferentes análises e ensaios para uma mesma variação de valores. Tais tempos e temperaturas são demonstrados na tabela 3.

Tabela 3 : Identificação das amostras segundo os tempos e temperaturas de austenitização.

AMOSTRA	TEMPERATURA ($\pm 5^{\circ}\text{C}$)	TEMPO (MIN)
A1	780	30
A2	840	30
A3	900	30
A4	960	30
A5	1010	30
B1	780	45
B2	840	45
B3	900	45
B4	960	45
B5	990	45
C1	780	60
C2	840	60
C3	900	60
C4	960	60
C5	1010	60
D1	780	90
D2	840	90
D3	900	90
D4	960	90
D5	1020	90

Para cada tratamento estabelecido possuía-se três corpos de prova entalhados e mais um corpo de análise para o acompanhamento das medições de dureza a cada etapa (têmpera e revenimento), além das análises micrográficas.

Os tratamentos eram iniciados após a estabilização nas temperaturas desejadas, e então os corpos de prova eram alocados no fundo da retorta. A seguir a retorta era colocada no forno apoiando-a em um tijolo refratário,

com um furo em seu centro na medida do diâmetro da retorta, e que servia de isolante térmico para o forno, já que não é possível fechar-se a porta do forno pois a retorta tem comprimento maior que a profundidade do forno. Anteriormente à colocação da retorta no forno esta era fechada por meio de uma flange que possui uma borracha para vedação em sua volta, e com uma saída ligada à bomba de vácuo por uma mangueira.

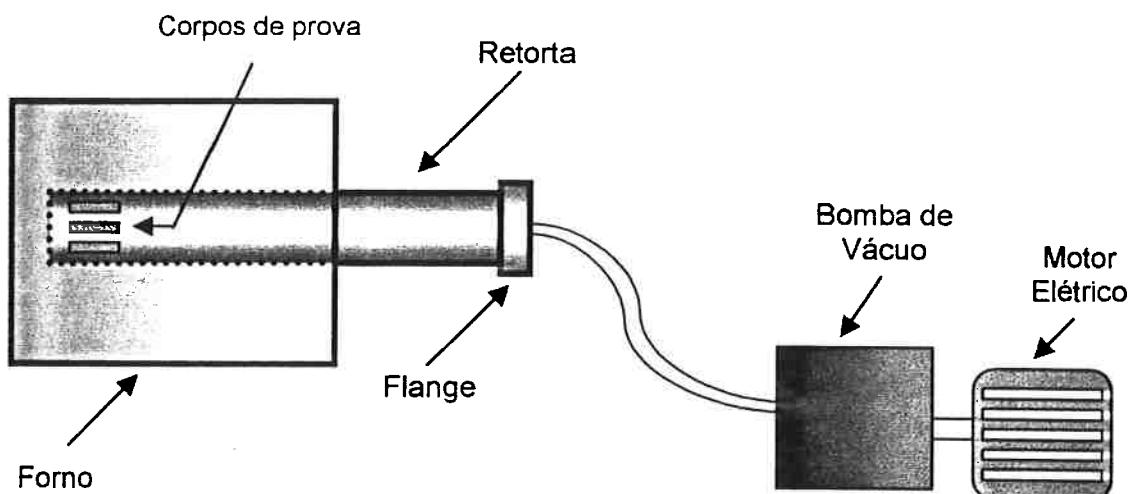


Figura 7: Esquema do forno utilizado nos tratamentos térmicos

Novamente esperava-se um tempo para a estabilização da temperatura para que se iniciasse a marcação do tempo de austenitização . Findo o tempo requerido desligava-se a bomba de vácuo, retirava-se a retorta do forno abrindo a flange que mantinha o vácuo e imediatamente despejava-se as peças em um reservatório com óleo próprio para a têmpera, onde eram acolhidas em uma cesta que possibilitava a movimentação durante o resfriamento.

A observação a olho nú das peças assim que eram imersas no óleo mostrava que as superfícies das mesmas mantinham-se brilhantes. Este brilho só era encoberto pela impregnação de resíduos que se encontravam no óleo. Havia assim o indício de que não existia a ocorrência de descarbonetação uma vez que este processo ocorre quando há o contato da superfície do aço com o oxigênio a altas temperaturas deixando a superfície do aço opaca.

Posteriormente comprovou-se esta constatação através da análise metalográfica e dos ensaios de dureza.

As peças eram então submetidas ao revenimento a 180°C por 60 minutos para todos os tratamentos de austenitização em um forno idêntico ao utilizado na austenitização, desta vez sem o equipamento para tratamento sob vácuo, pois a esta temperatura não existe a possibilidade da descarbonetação. Após a estabilização da temperatura e do tempo requerido os corpos de prova eram retirados do forno para resfriamento ao ar.

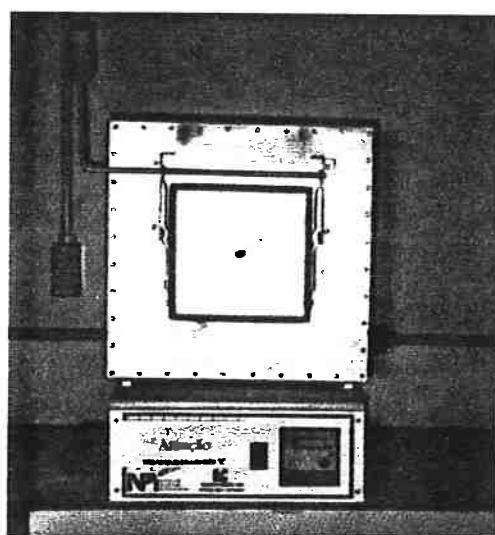


Figura 8: Forno (mufla) utilizado para os tratamentos de revenimento

4.2 Análise Metalográfica

Cada uma das etapas de tratamento térmico, têmpera e revenimento, foram acompanhadas por ensaios de dureza, realizados nos corpos para análise postos juntos aos corpos de prova. Assim era possível ter um certo controle sobre os procedimentos realizados, se estavam produzindo os resultados esperados ou não, baseados na literatura existente.

Posteriormente realizaram-se os ensaios de dureza nos próprios corpos de prova, após estes serem quebrados no ensaio de impacto.

As medições de dureza foram feitas na escala HRC (penetrador cônico de diamante com ângulo de 120° e 150 kgf de carga). O durômetro utilizado foi o da marca Acco / Wilson modelo 4TT. Os dados obtidos são médias aritméticas de 5 medidas realizadas em cada corpo de prova.

As amostras para as análises metalográficas foram retiradas dos próprios corpos de prova após o ensaio de impacto, cortando-as transversalmente em um cut-off . Estas amostras foram preparadas através do lixamento (granas 180, 220, 320, 400 e 600), polimento (6μ , 3μ e 1μ) e atacadas em solução de Nital 5% por 7 segundos.

4.3 Ensaio de Impacto Charpy

Os ensaios de impacto foram realizados em equipamentos do tipo Martelo Pendular em forma de cunha. Por problemas no equipamento inicialmente utilizado na Universidade de Mogi das Cruzes, os ensaios foram finalizados no equipamento pertencente ao setor de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicos (IPT). O equipamento da Universidade de Mogi das Cruzes possui capacidade de 30 kgm enquanto que o equipamento do IPT tem a capacidade de 36,5 kgm.

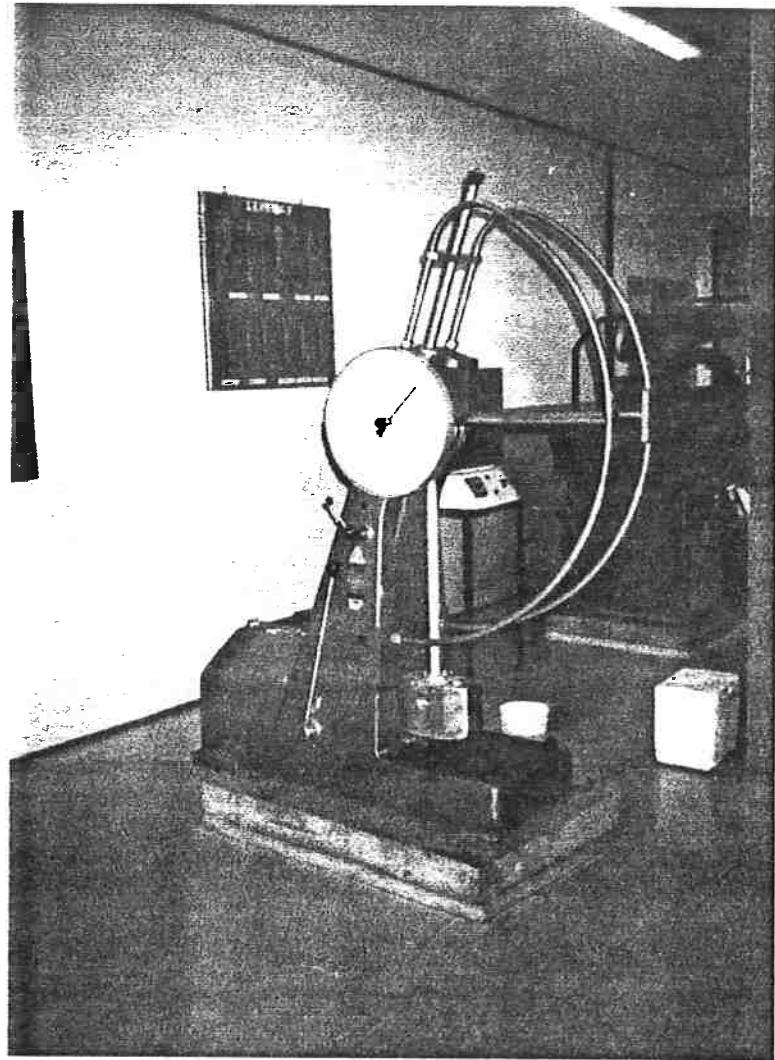


Figura 9: Foto do equipamento de Ensaio de Impacto Charpy (NPT-UMC).

O ensaio consistiu em apoiar o corpo de prova em suas duas extremidades nos suportes do equipamento, como uma viga simples, e então é golpeado na face oposta ao entalhe pelo martelo pendular em forma de cunha⁽¹¹⁾.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.5.1 Micrografias

Apresenta-se a seguir as micrografias resultantes dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. As fotos estão identificadas de acordo com a tabela 3.

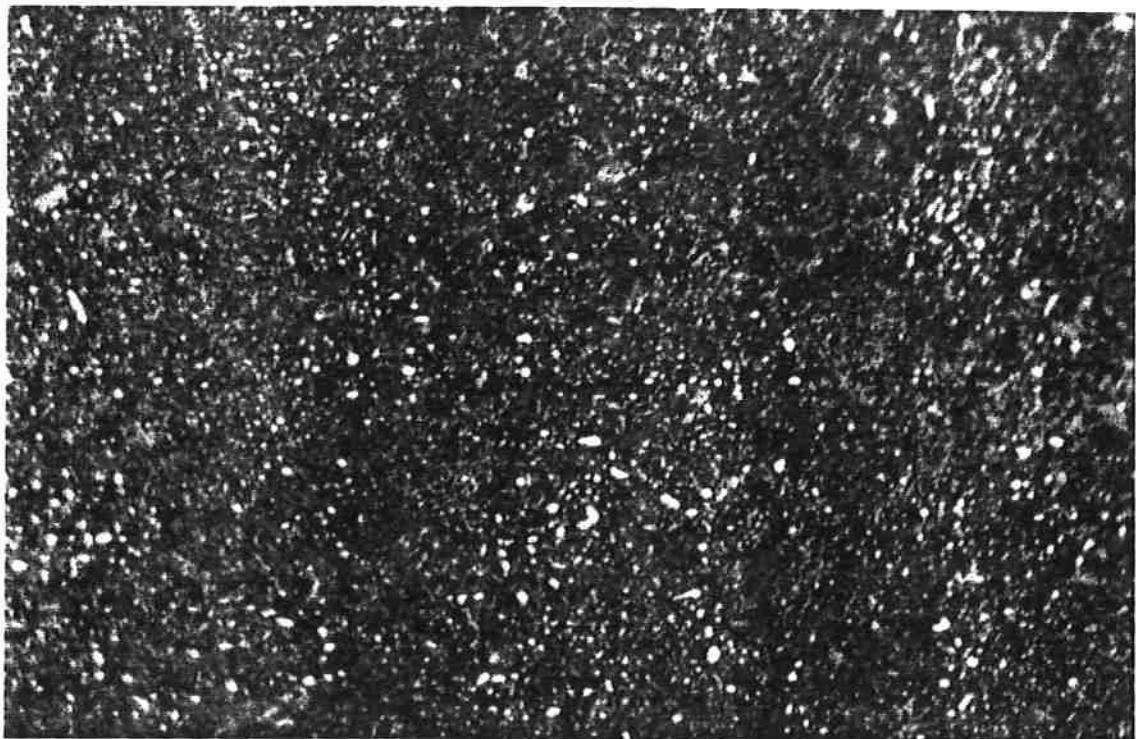


Figura 10: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra A2

Austenitização: 840°C por 30 minutos. Ataque Nital. 500X.

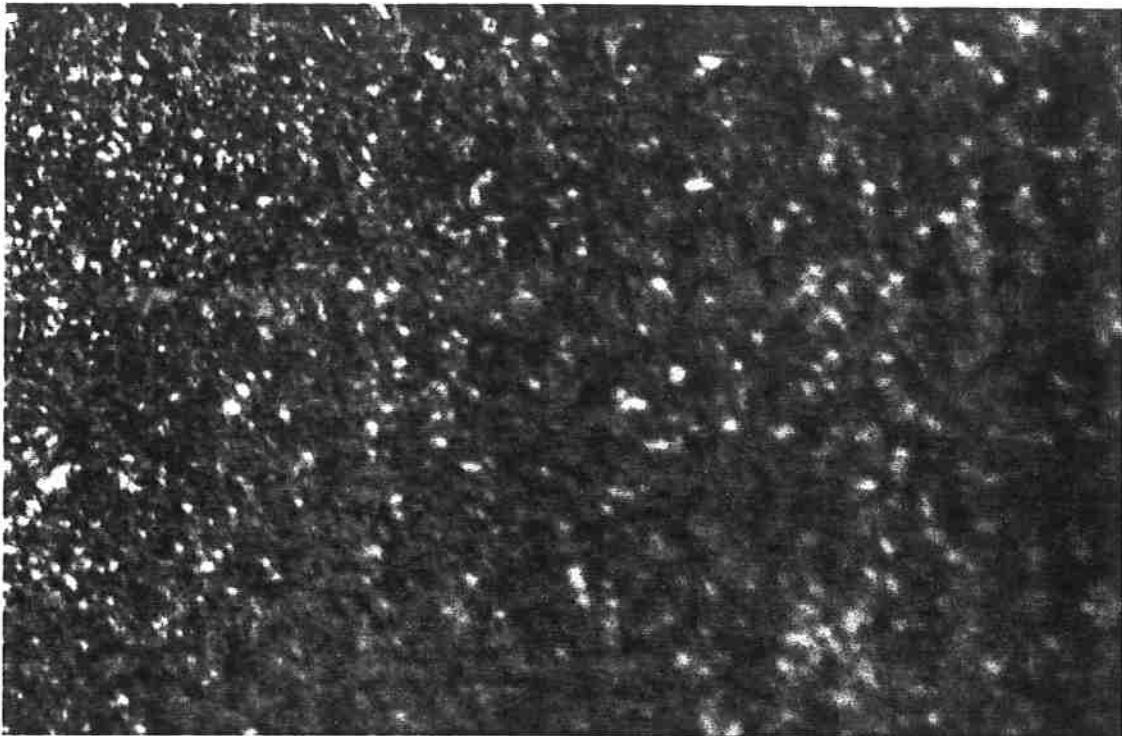


Figura 11: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra A3
Austenitização: 900°C por 30 minutos. Ataque Nital. 500X.

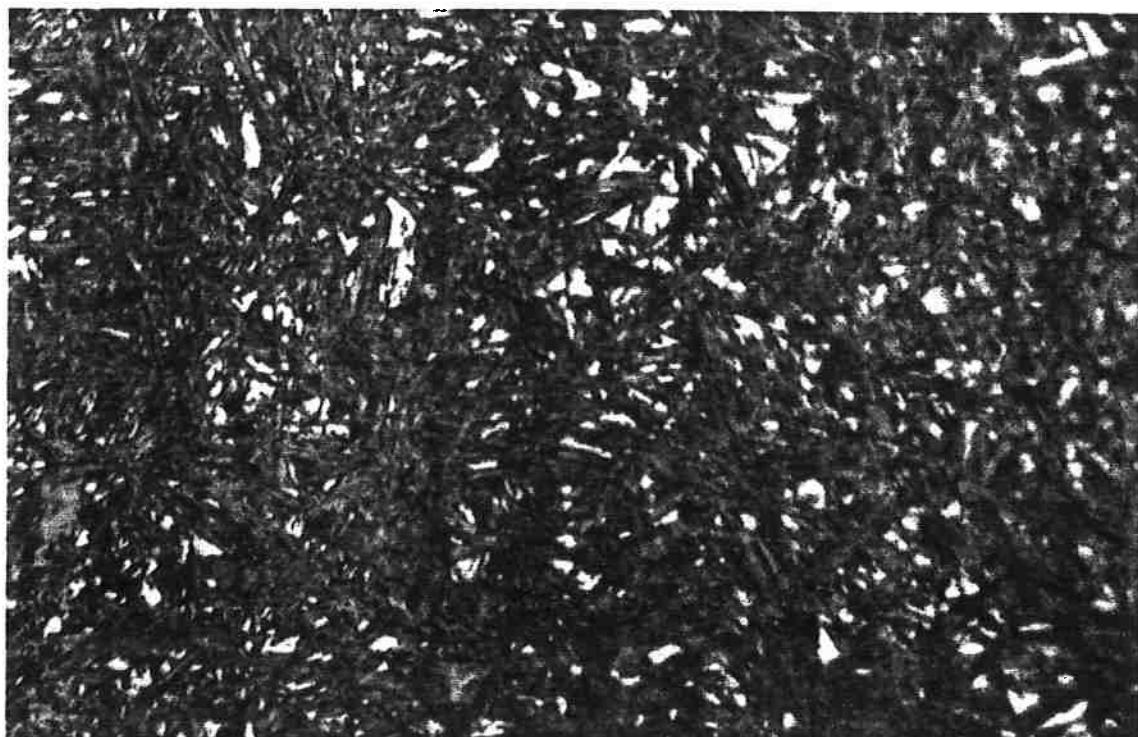


Figura 12: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra A4
Austenitização: 960°C por 30 minutos. Ataque Nital. 500X.

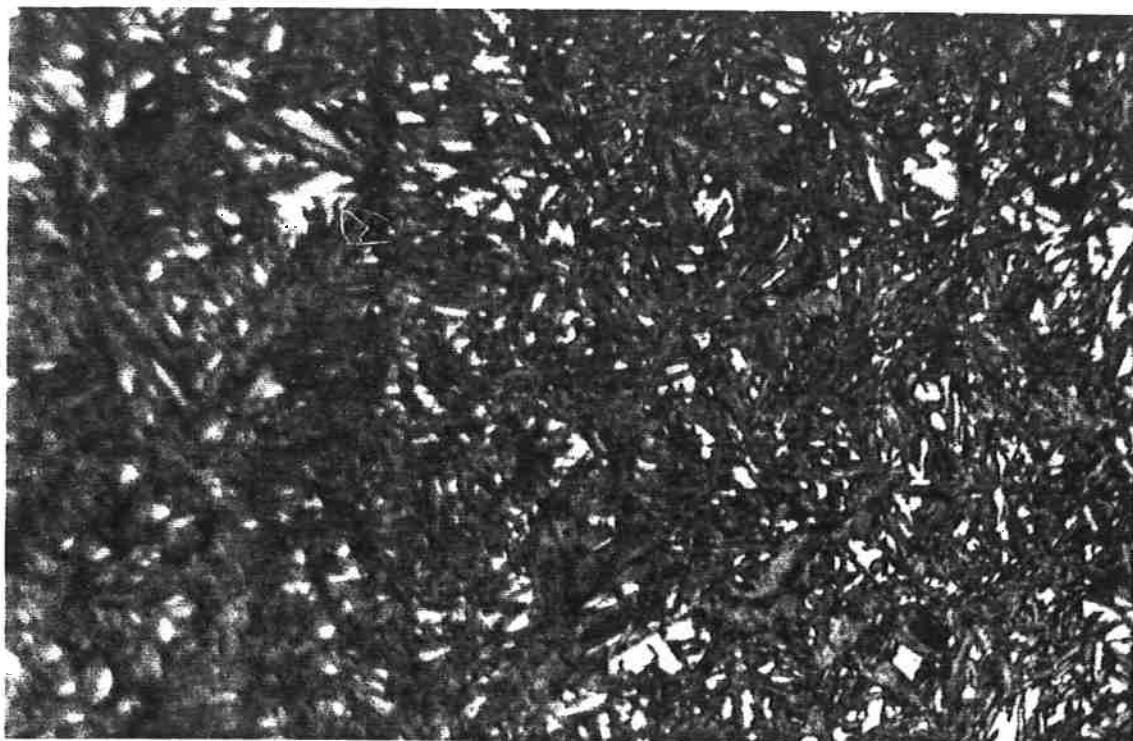


Figura 13: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra A5
Austenitização: 1010°C por 30 minutos. Ataque Nital. 500X.

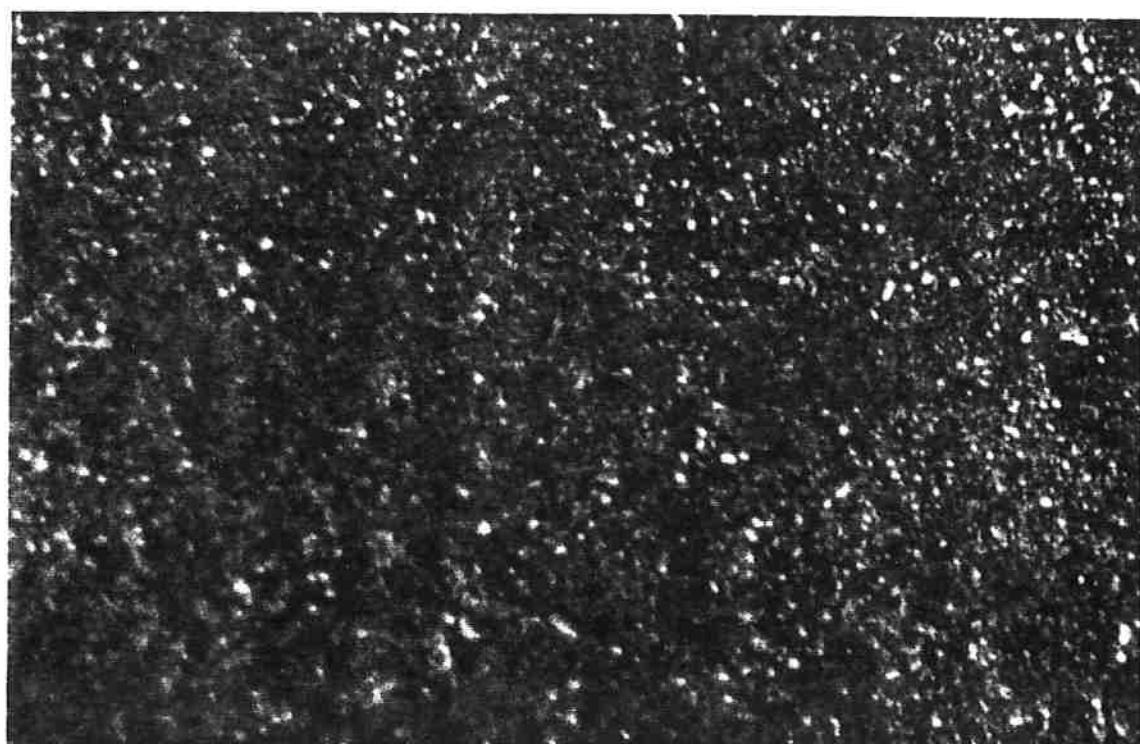


Figura 14: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra B2
Austenitização: 840°C por 45 minutos. Ataque Nital. 500X.

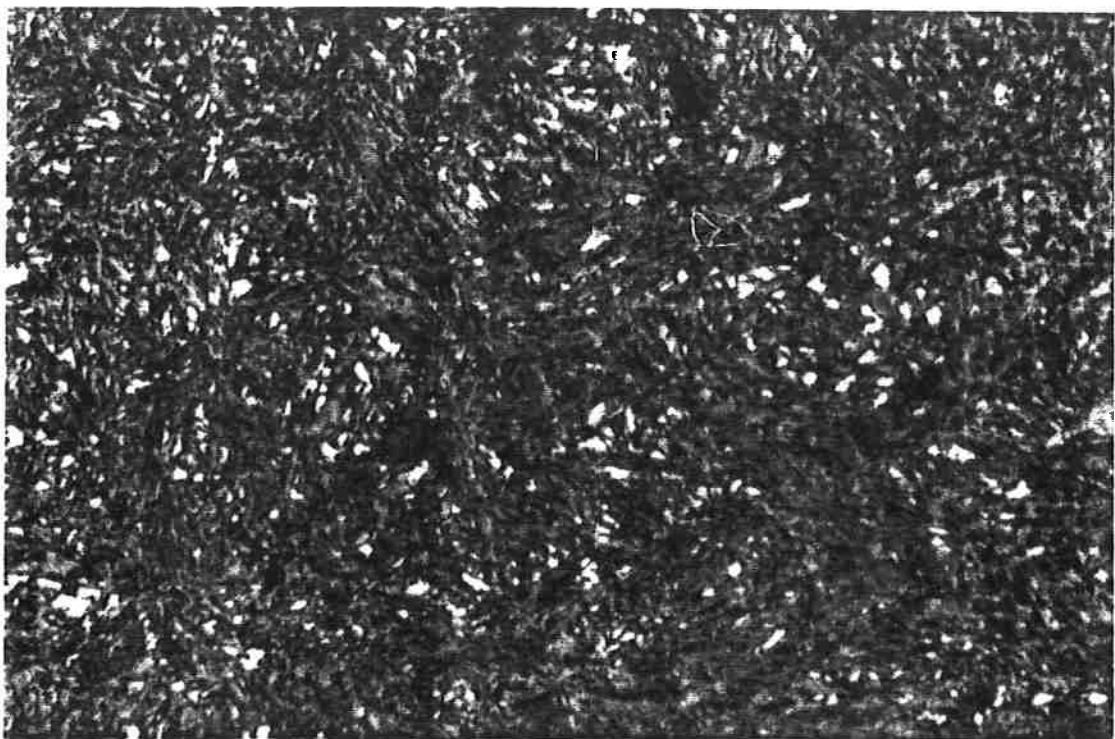


Figura 15: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra B3
Austenitização: 900°C por 45 minutos. Ataque Nital. 500X.

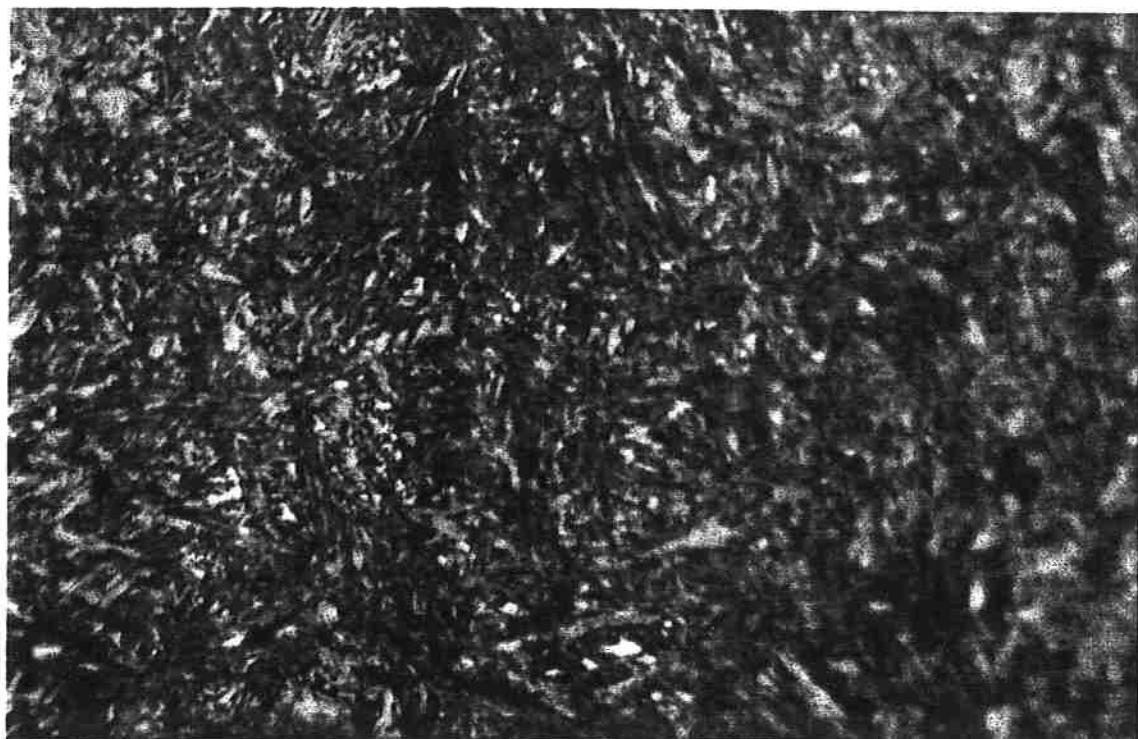


Figura 16: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra B4
Austenitização: 960°C por 45 minutos. Ataque Nital. 500X.

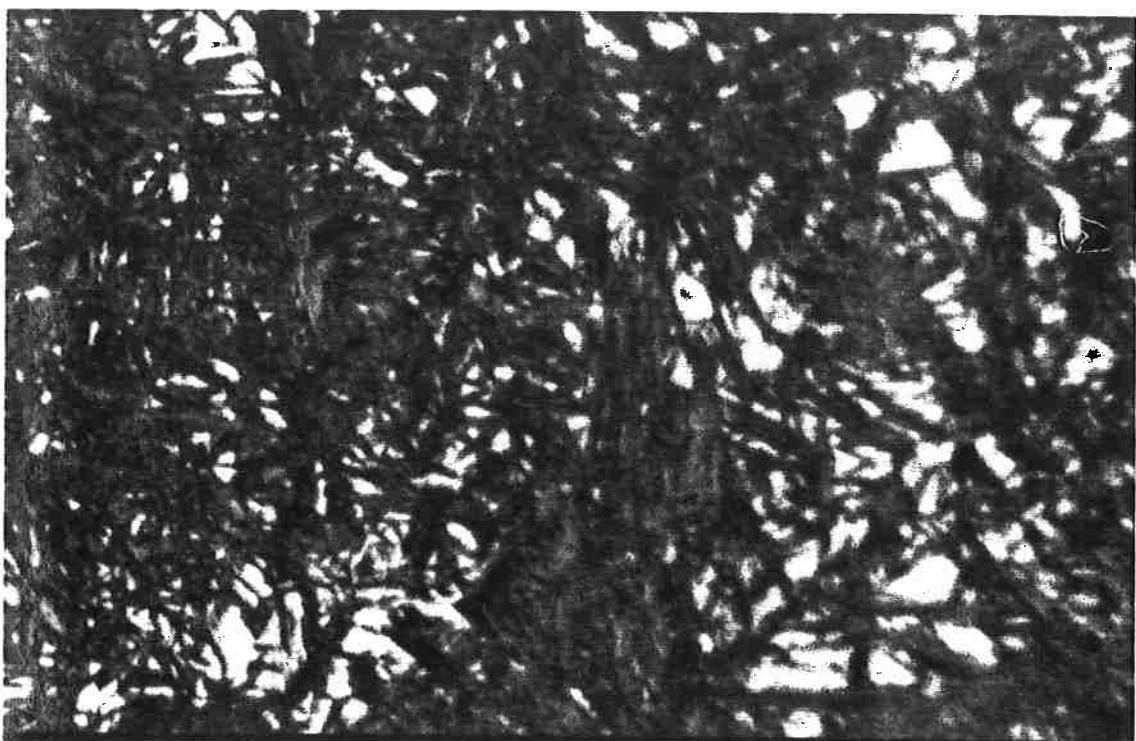


Figura 17: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra B5
Austenitização: 990°C por 45 minutos. Ataque Nital. 500X.

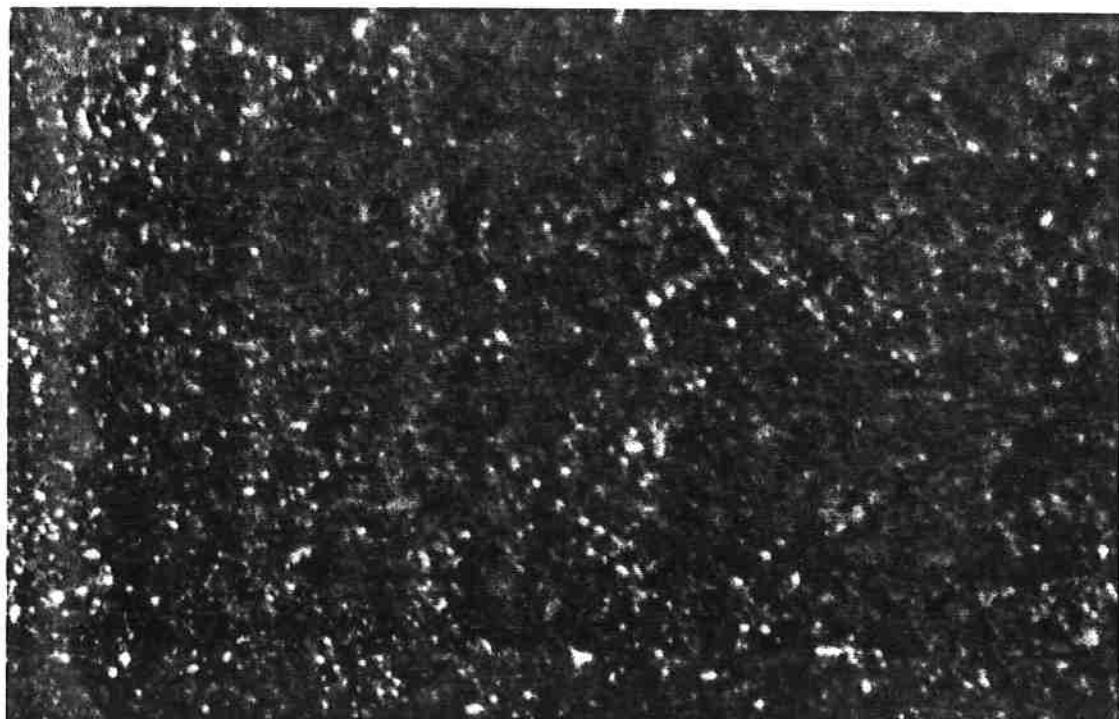


Figura 18: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra C1
Austenitização: 780°C por 60 minutos. Ataque Nital. 500X.

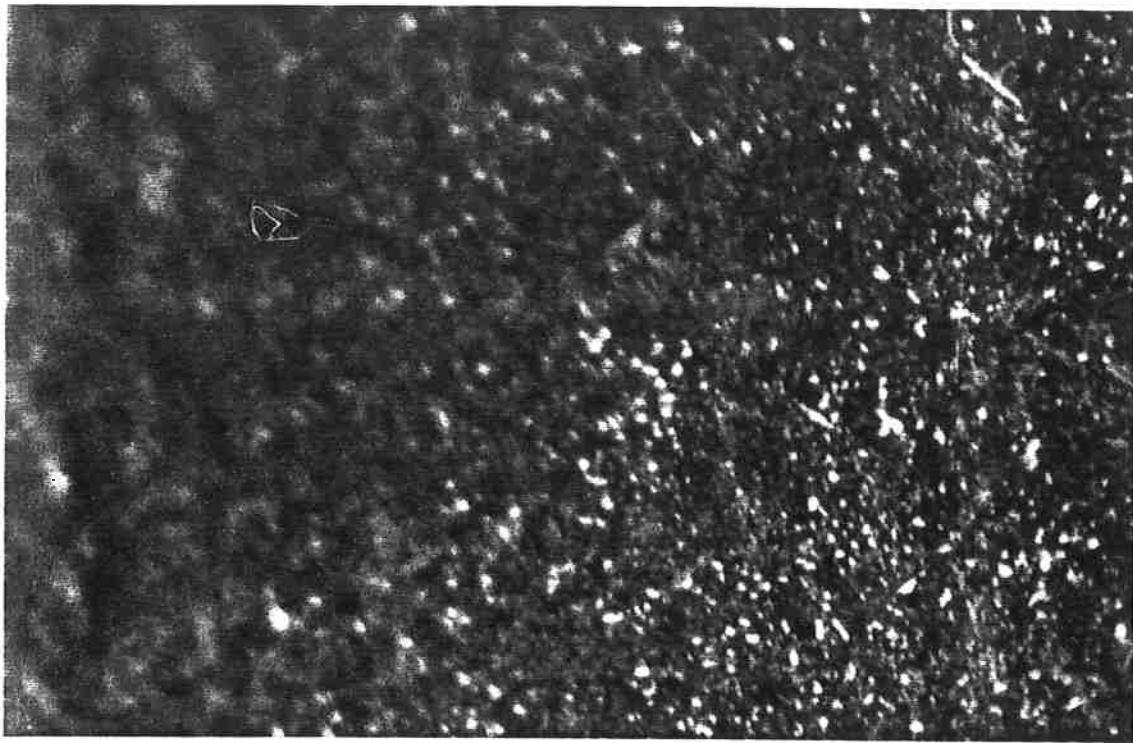


Figura 19: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra C2
Austenitização: 840°C por 60 minutos. Ataque Nital. 500X.

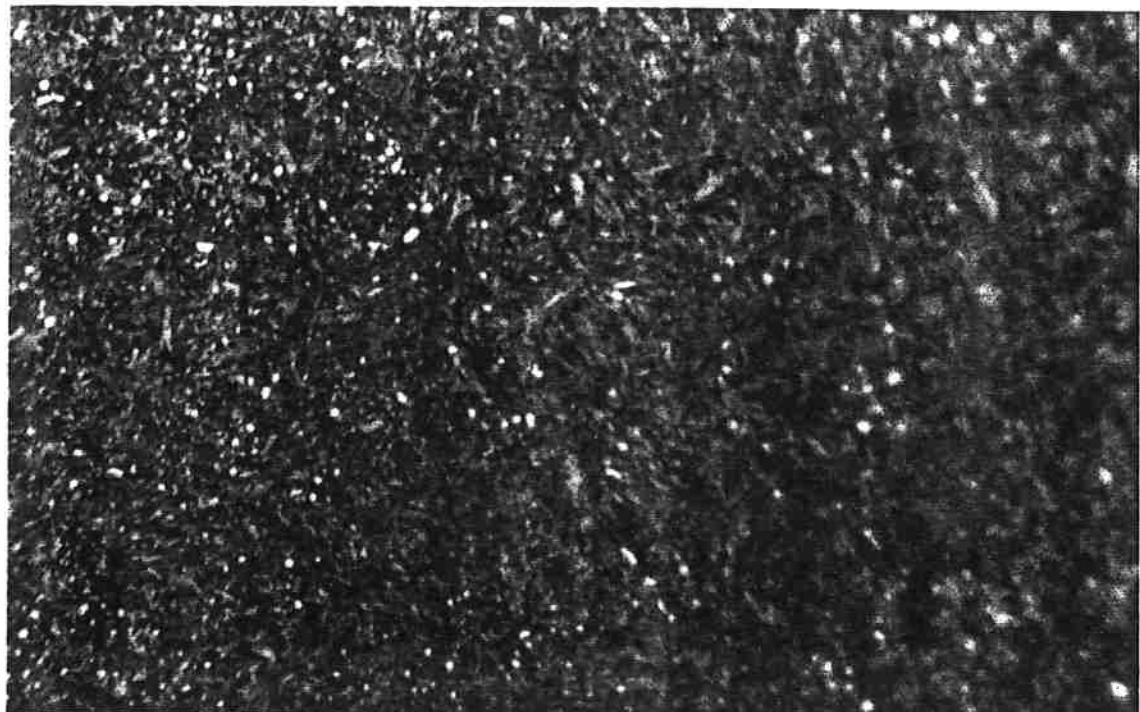


Figura 20: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra C3
Austenitização: 900°C por 60 minutos. Ataque Nital. 500X.

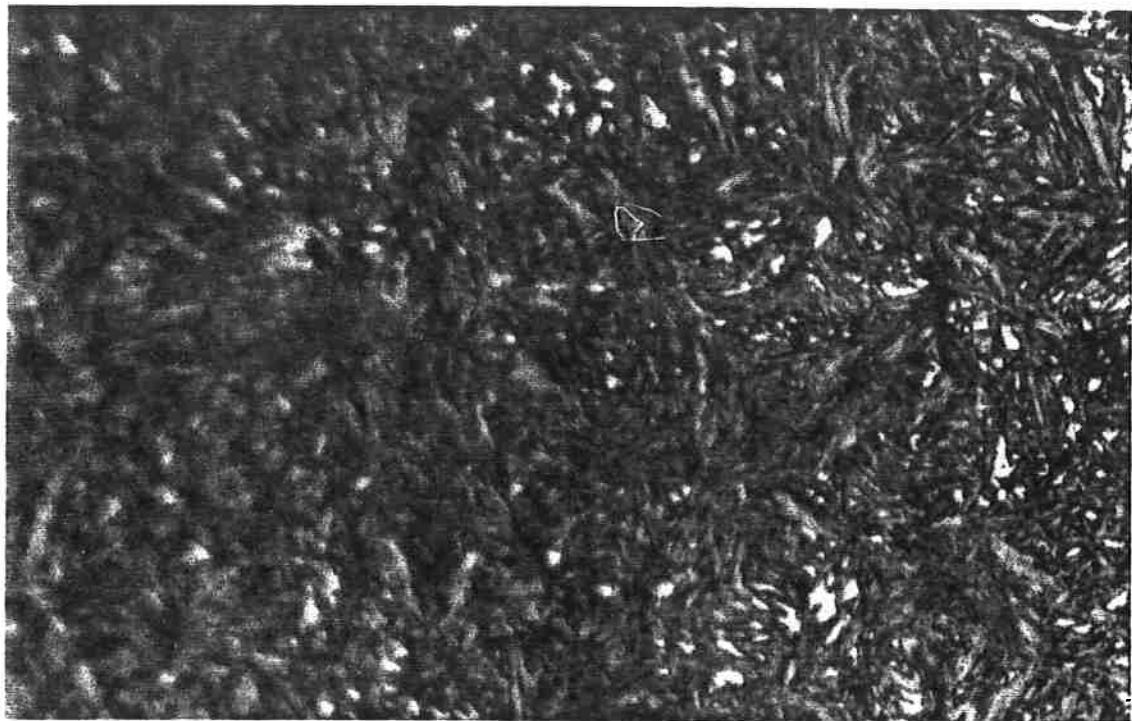


Figura 21: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra C4
Austenitização: 960°C por 60 minutos. Ataque Nital. 500X.



Figura 22: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra C5
Austenitização: 1010°C por 60 minutos. Ataque Nital. 500X.

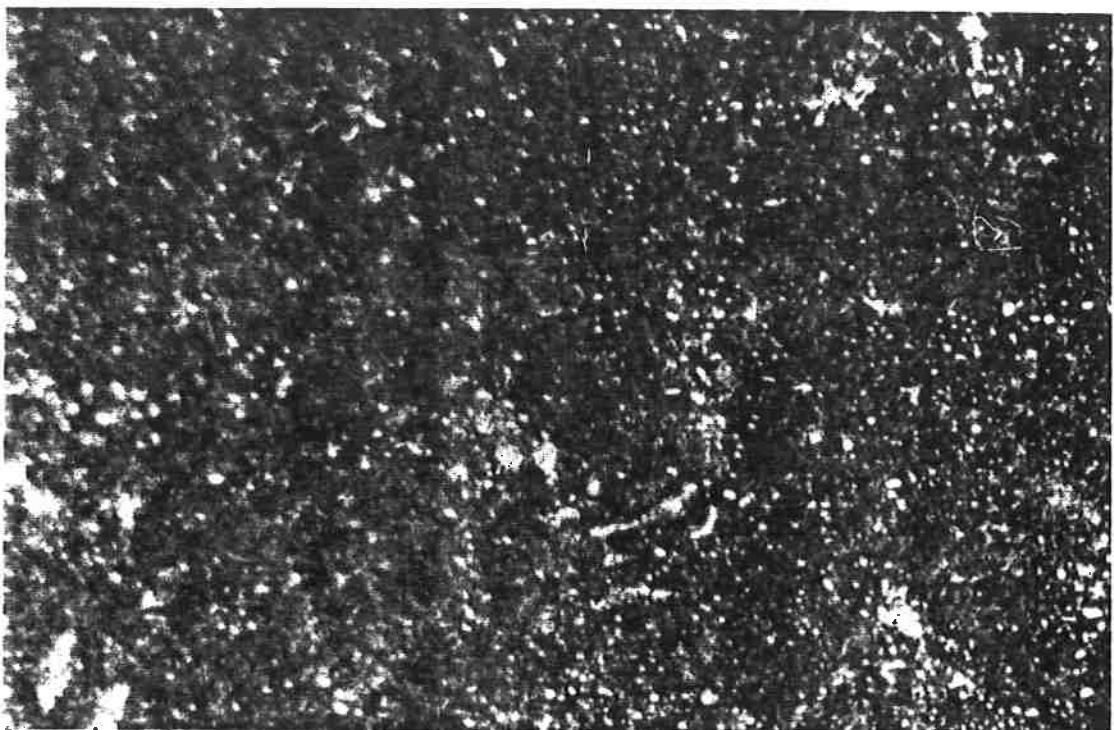


Figura 23: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra D1
Austenitização: 780°C por 90 minutos. Ataque Nital. 500X.

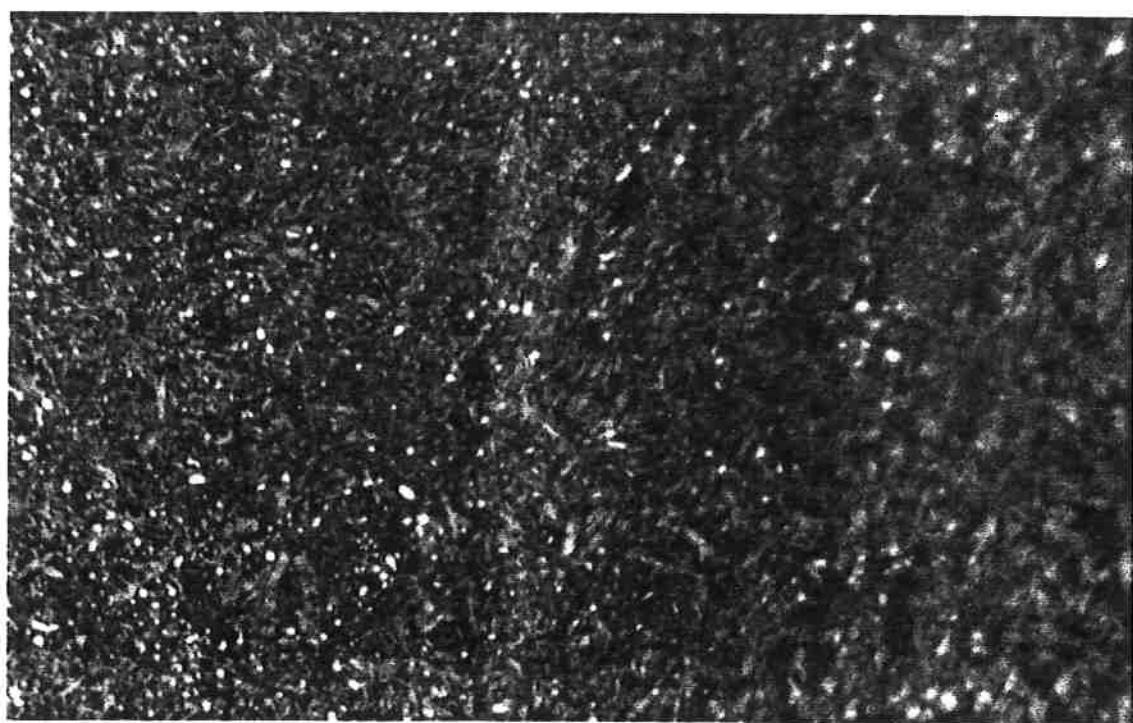


Figura 24: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra D2
Austenitização: 840°C por 90 minutos. Ataque Nital. 500X.

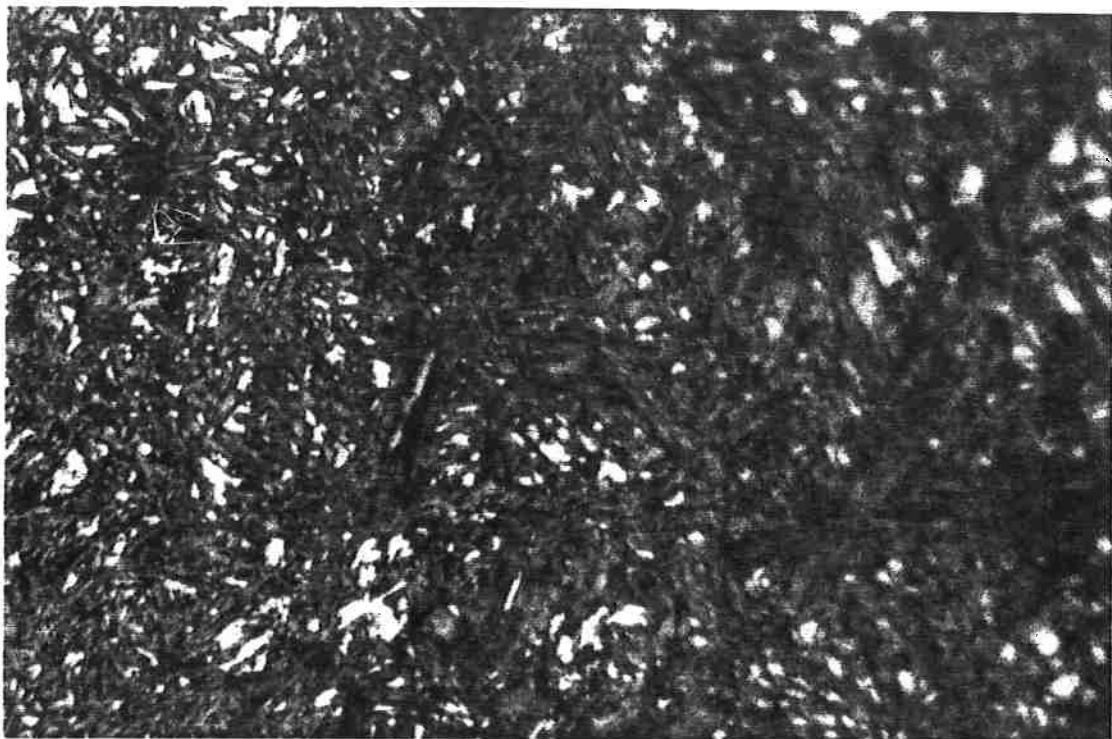


Figura 25: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra D3
Austenitização: 900°C por 90 minutos. Ataque Nital. 500X.

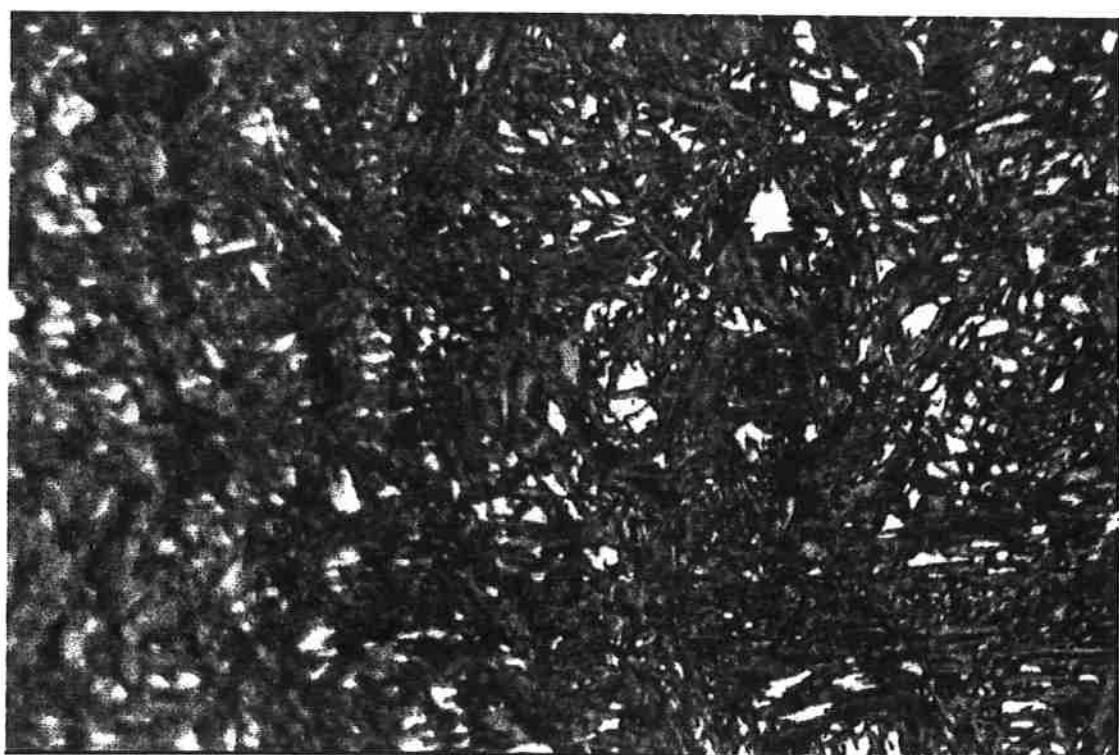


Figura 26: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra D4
Austenitização: 960°C por 90 minutos. Ataque Nital. 500X.

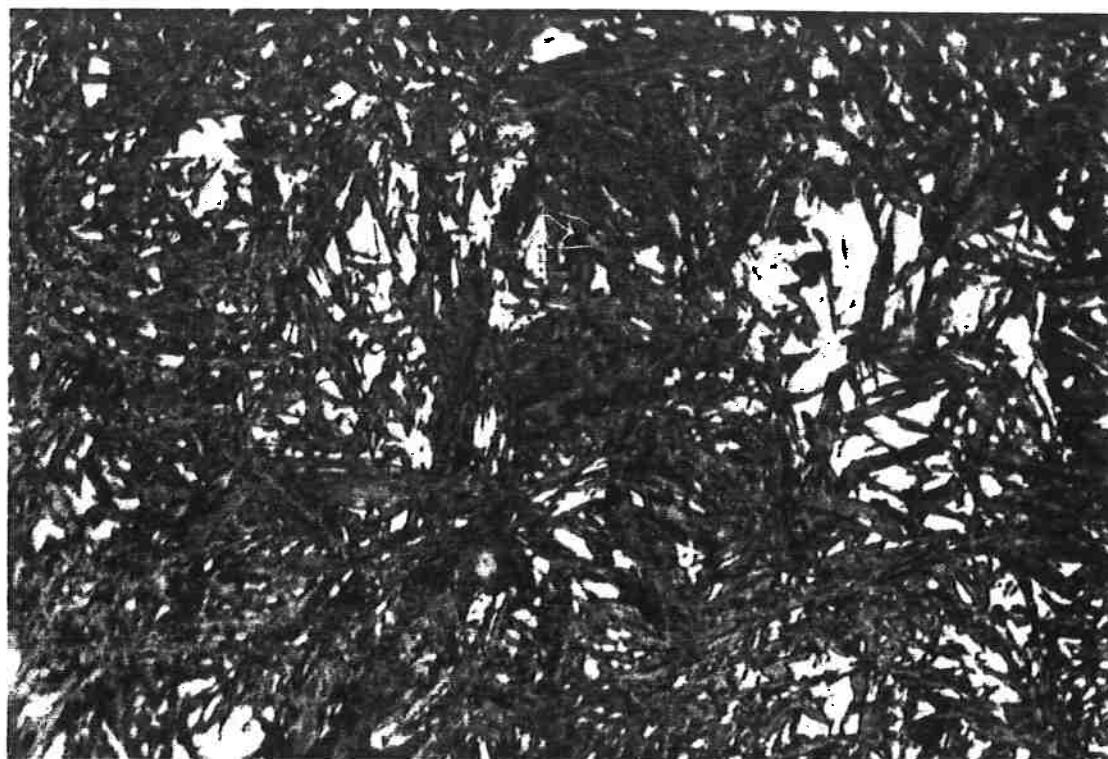


Figura 27: Micrografia do aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Amostra D5
Austenitização: 1020°C por 90 minutos. Ataque Nital. 500X.

5.1.2 Discussão

É possível observar através das micrografias obtidas a maior fração de austenita retida e menor presença de carbonetos coalescidos na microestrutura do aço quanto maior for a temperatura de austenitização para os mesmos tempos de tratamento. Para temperaturas superiores a 900°C (30 min) e 840°C (60 min) não é possível a observação ao microscópio óptico de carbonetos. Estas observações vão ao encontro do que foi constatado por Silva em seu trabalho e por Peilloud através do seguinte gráfico.

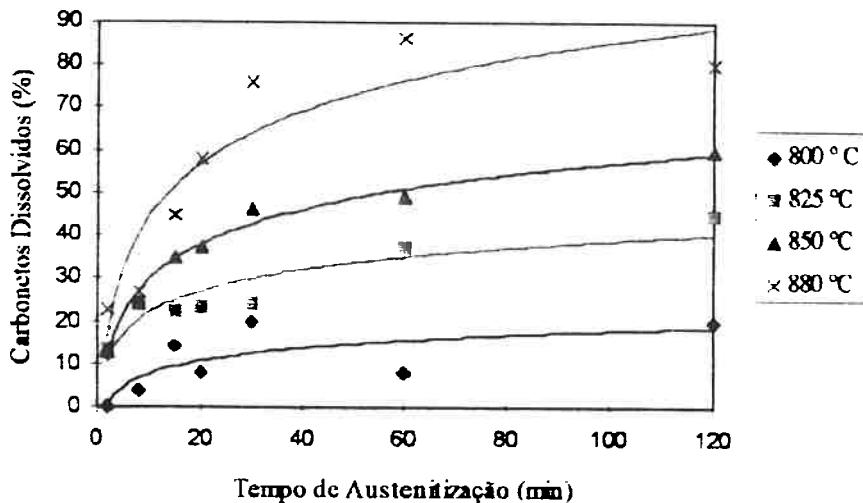


Figura 28: Porcentagem de carbonetos dissolvidos em função da temperatura e do tempo de austenitização para o aço AISI 52100⁽²⁰⁾.

A maior ou menor dissolução de carbonetos tem como consequências a variação de alguns outros teores e valores como o da austenita retida, a temperabilidade, e ao teor de carbono na martensita.

Com relação à morfologia da martensita obtida, observa-se claramente a forma lenticular ou acicular para as amostras tratadas a temperaturas mais elevadas devido à maior fração de austenita retida. Em contrapartida nota-se que para os tratamentos a temperaturas mais baixas existe uma microestrutura totalmente martensítica com a presença de carbonetos coalescidos não dissolvidos pela austenitização. Estas observações são totalmente coerentes com os dados obtidos por Silva e Cumino.

É possível também observar-se através das micrografias a ausência da descarbonatação que se caracteriza por uma faixa branca no contorno da superfície das peças onde ocorrem este processo.

5.2 Ensaios de Dureza

5.2.1 Medidas Obtidas

Os ensaios de dureza produziram os seguintes resultados:

Tabela 4: Dureza HRC nas amostras austenitizadas por 30 minutos.

Amostra	A1	A2	A3	A4	A5
Dureza HRC	60,0	61,0	63,0	62,0	62,0

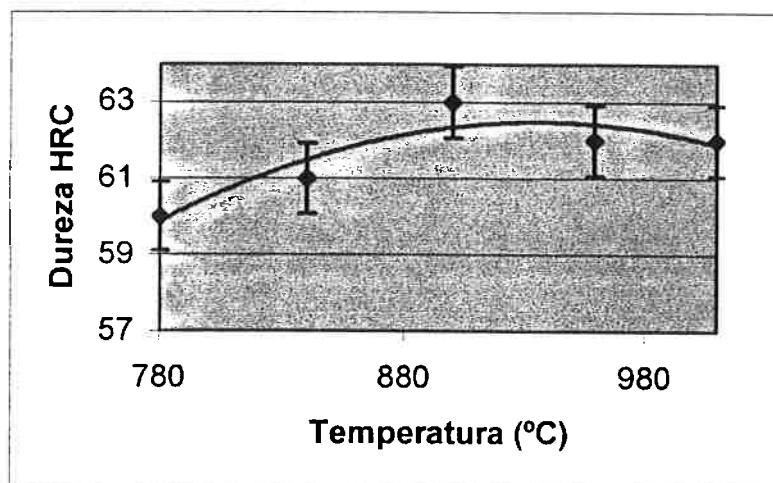


Figura 29: Dureza X Temperatura – Austenitização por 30 minutos

Tabela 5: Dureza HRC nas amostras austenitizadas por 45 minutos

Amostra	B1	B2	B3	B4	B5
Dureza HRC	60,5	61,5	61,8	60,8	60,7

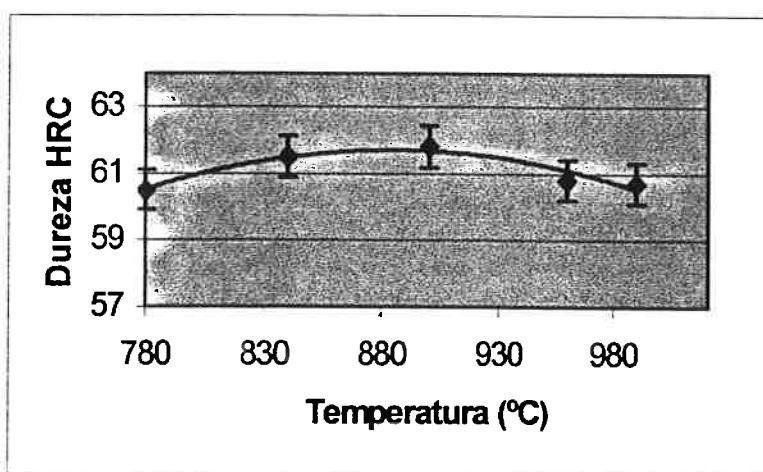


Figura 30: Dureza X Temperatura – Austenitização por 45 minutos

Tabela 6: Dureza nas amostras austenitizadas por 60 minutos

Amostra	C1	C2	C3	C4	C5
Dureza HRC	58,2	62,0	62,8	61,3	60,3

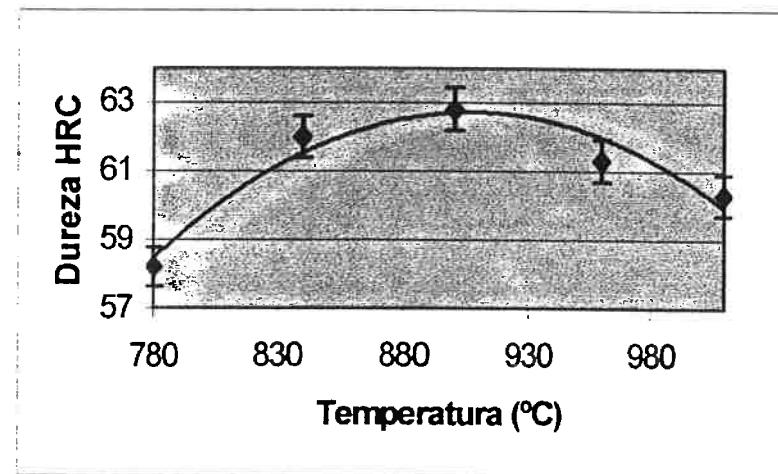


Figura 31: Dureza X Temperatura – Austenitização por 60 minutos

Tabela 7: Dureza nas amostras austenitizadas por 90 minutos

Amostra	D1	D2	D3	D4	D5
Dureza HRC	58,0	62,7	61,7	61,2	59,7

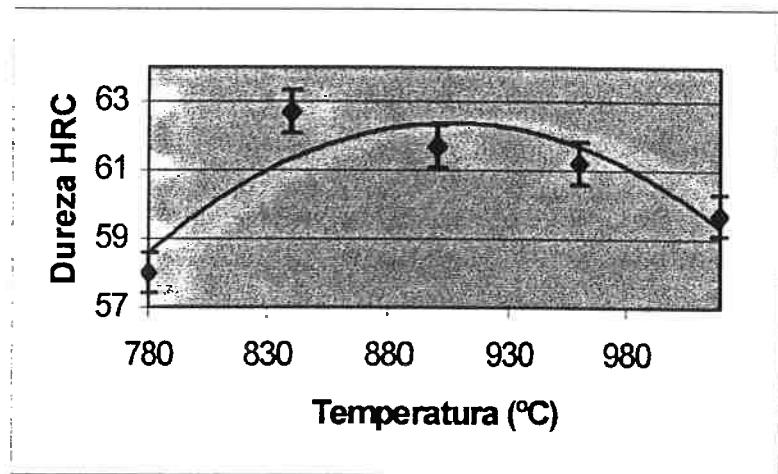


Figura 32: Dureza X Temperatura – Austenitização por 90 minutos

5.2.2 Discussão

Observa-se pelos gráficos de Dureza X Temperatura de austenitização que existe a tendência de um comportamento parabólico da dureza com o aumento da temperatura, ou seja, as durezas aumentam com a temperatura até um pico e a partir daí com a continuação do aumento da temperatura as durezas tendem a diminuir, sendo que este fato é observado para todos os tempos de austenitização utilizados durante os ensaios de forma semelhante.

Estes dados obtidos são coerentes com os resultados apresentados por Silva em seu trabalho, que também observou esta tendência de comportamento parabólico em ensaios semelhantes.

O aumento de dureza verificado até um certo valor máximo pode ser explicado pela maior solubilização dos carbonetos, ou seja, maior será o teor de carbono da austenita e consequentemente da martensita que se forma na têmpera. Sabe-se que um dos fatores de aumento da dureza da martensita é o teor crescente de carbono na mesma, já que maior será a deformação do reticulado cristalino.

A queda de dureza verificada pode ser explicada pela maior fração de austenita que é retida com o aumento da temperatura de austenitização. Tal fato relaciona-se com o fato de a austenita ser uma fase com dureza inferior à martensita.

Em uma comparação com os dados obtidos por Cumino e Silva observa-se que as durezas obtidas neste presente trabalho possuem valores maiores em suas médias, apesar de mesmo assim manter a especificação utilizada na indústria. Isto pode ser explicado pelos diferentes métodos utilizados para a austenitização. Os autores acima citados trataram suas amostras utilizando caixas de carvão para evitar a descarbonetização, ao passo que para os tratamentos aqui realizados foi utilizado um sistema de proteção a vácuo, que se mostrou mais eficiente visto que a aparência após a austenitização é bastante evidente, como citado anteriormente.

5.3 Análise do Teor de Austenita Retida

Apesar de não ter sido possível de se realizar, por falta de tempo hábil, os ensaios de difratometria de raio-X para a medição da fração volumétrica de austenita retida, faz-se aqui a utilização das fórmulas empíricas obtidas por Cumino⁽⁶⁾ e Silva⁽³⁾ em seus trabalhos.

Os autores acima citados obtiveram resultados semelhantes em seus experimentos e observaram um comportamento de crescimento linear entre o aumento da temperatura de austenitização e a fração volumétrica de austenita retida. Este comportamento pode ser apresentado por uma equação que represente a média obtida para os diferentes tempos de tratamento. Assim sendo obtém-se a seguinte equação:

$$\gamma_{\text{retida}} = 0,2098 \times T_y - 167,53^{(1,2)}, \text{ onde } \gamma_{\text{retida}} \text{ é a fração volumétrica de austenita retida e } T_y \text{ é a temperatura de austenitização}$$

Dessa forma é possível construir-se a seguinte curva de Fração de austenita retida versus Temperatura de austenitização, a fim de observar-se a tendência de comportamento desta variável.

Tabela 8: Fração Volumétrica de Austenita Retida com relação à Temperatura de Austenitização

Temperatura de Austenitização (°C)	780	840	900	960	1020
Fração Volumétrica de γ_{retida} (%)	1,4	8,7	21,3	33,9	46,5

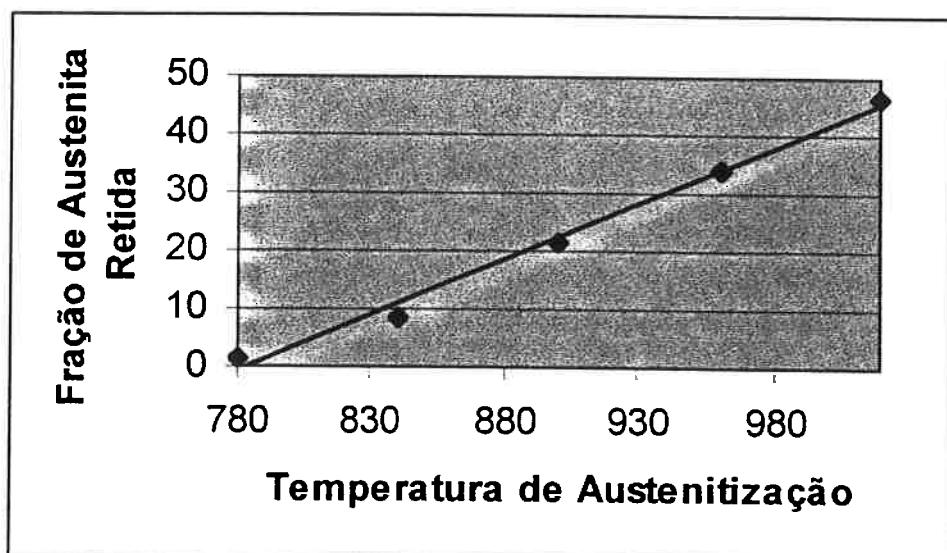


Figura 33: Austenita Retida X Temperatura de Austenitização

5.4 Ensaio de Impacto Charpy

5.4.1 Resultados Obtidos

Apresenta-se a seguir os dados obtidos no ensaio de impacto e as respectivas curvas de tendência obtidas por regressão linear. Os valores aqui apresentados representam uma média dos valores obtidos para os 3 corpos de prova de cada ciclo de tratamento térmico.

Tabela 9: Energia absorvida no ensaio de impacto para as amostras austenitizadas por 30 minutos

Amostra	A1	A2	A3	A4	A5
Energia absorvida		38,22	9,11	5,59	5,59

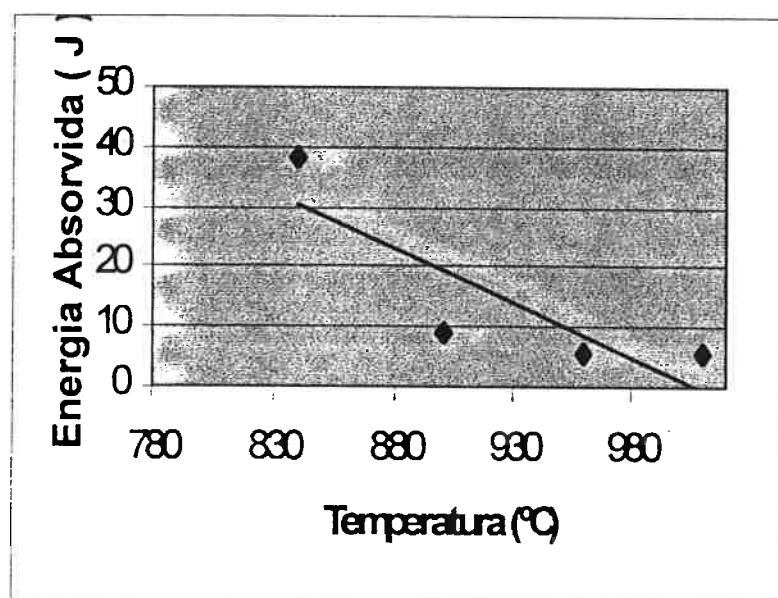


Figura 34:Energia Absorvida X Temperatura – Austenitização por 30 minutos

Tabela 10: Energia absorvida no ensaio de impacto para as amostras austenitizadas por 45 minutos.

Amostra	B1	B2	B3	B4	B5
Energia absorvida		27,93	8,82	5,88	5,59

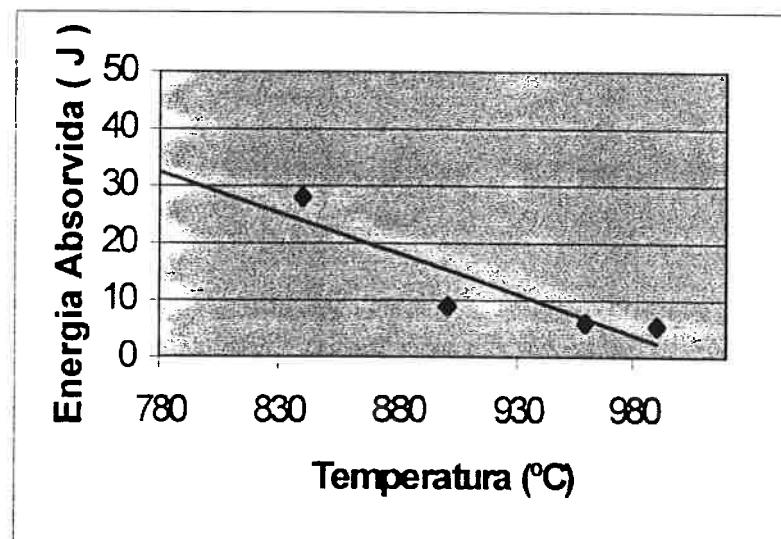


Figura 35: Energia absorvida X Temperatura – Austenitização 45 minutos.

Tabela 11: Energia absorvida no ensaio de impacto para as amostras austenitizadas por 60 minutos

Amostra	C1	C2	C3	C4	C5
Energia absorvida	50,96	19,11	9,80	5,59	5,59

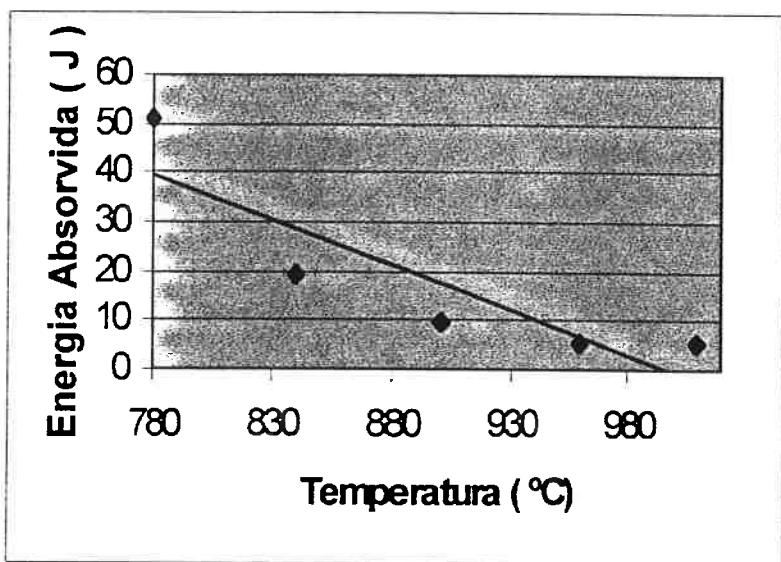


Figura 36: Energia absorvida X Temperatura – Austenitização por 60 minutos.

Tabela 12: Energia absorvida no ensaio de impacto para as amostras austenitizadas por 90 minutos

Amostra	D1	D2	D3	D4	D5
Energia absorvida	51,94	15,68	8,53	5,88	5,88

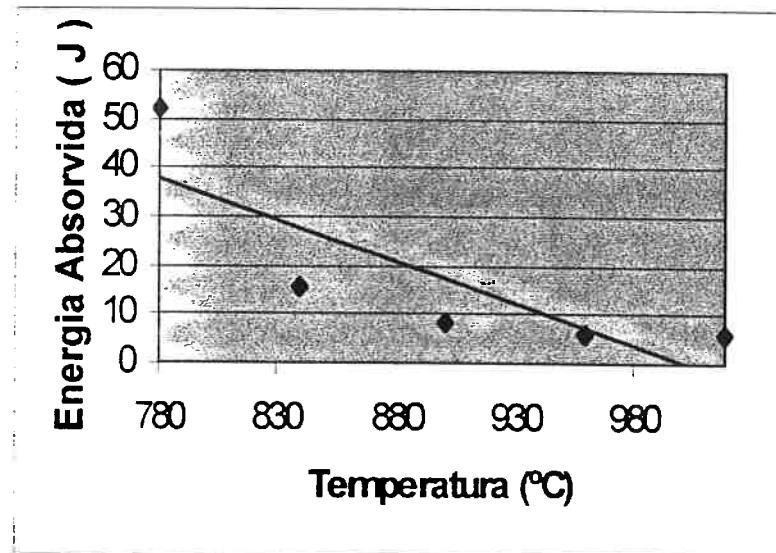


Figura 37: Energia absorvida X Temperatura – Austenitização por 90 minutos.

5.4.2 Discussão

Apesar dos dados obtidos no ensaio de impacto apresentarem uma grande dispersão, pode-se através de uma comparação relativa entre os ensaios chegar-se a algumas conclusões através das curvas de tendência construídas por aproximação linear. A maioria dos valores são reduzidos e encontram-se dentro dos limites de imprecisão da máquina utilizada, ou seja, encontram-se dentro de valores até os 10% da capacidade do equipamento, e que por norma devem ser desprezados. O ideal neste caso seria a utilização de um equipamento com menor capacidade de carga, porém, como dito anteriormente, foi possível a utilização dos dados obtidos de forma relativa, apenas como comparação entre os tratamentos realizados.

Verifica-se pelas curvas de tendência que a energia absorvida no ensaio de impacto é reduzida linearmente com o aumento de temperatura de austenitização, ou seja, o material é menos tenaz, ou mais frágil, para maiores teores de austenita retida.

Neste ponto temos parâmetros que concorrem entre si em sentidos opostos. Os parâmetros que variam com o aumento da temperatura de austenitização são a fração de austenita retida, que por ser uma fase mais mole que a martensita, a princípio contribuiria para um aumento da tenacidade. O teor de carbonetos dissolvidos também é crescente com o aumento da temperatura de austenitização e dessa forma obtém-se uma martensita mais dura e frágil por estar supersaturada em carbono e outros elementos de liga, ou seja, com tensões internas devido a deformação no reticulado cristalino. Outro parâmetro que é influenciado pelo aumento da temperatura de austenitização é o tamanho de grão austenítico, que também aumenta com o aumento de tal temperatura. Como visto anteriormente este aumento de tamanho de grão poderia ser benéfico para a temperabilidade do aço mas tal fato é de pouca importância já que esta propriedade não é crítica para este aço. O aumento do tamanho de grão então influui como fragilizante, visto que os contornos de grão funcionam como locais para a concentração de impurezas fragilizantes.

Como observou-se um comportamento de queda linear da tenacidade para maiores teores de austenita retida, conclui-se que os fatores que concorrem para a diminuição da tenacidade do aço, que são maior dissolução de carbono e elementos de liga e maior tamanho de grão austenítico, têm uma influência maior que o aumento da fração de austenita, que é um fator que incrementaria a tenacidade do aço.

6. CONCLUSÕES

A fração de austenita retida e a dissolução de carbonetos apresentaram comportamentos dentro do esperado, ou seja, seus teores foram crescentes com o aumento da temperatura de austenitização. Tais fatos foram possíveis de se observar ao microscópio óptico, resguardados os teores menores de 10% de austenita retida e acima das temperaturas de 840°C e 900°C, respectivamente para 60 e 30 minutos de austenitização, pois para estes parâmetros também não é possível de se observar ao microscópio óptico a presença de carbonetos coalescidos.

Os valores de dureza obtidos não apresentaram uma grande variação, e quase em todos os casos permaneceram dentro do especificado industrialmente para os componentes dos rolamentos. Observou-se no entanto o comportamento parabólico das durezas para cada tempo de austenitização e suas variações de temperatura. Os picos de dureza foram atingidos para temperaturas entre 840 e 900°C, conforme o tempo de tratamento, sendo que a partir de tais temperaturas constatou-se uma queda nos valores de dureza.

A tenacidade para o aço DIN 100Cr6 é decrescente com o aumento da fração de austenita retida, sendo que há uma queda abrupta tanto para o intervalo entre 780°C e 840°C, como para o intervalo entre 840°C e 900°C. A partir daí os valores mantém-se mínimos mostrando o comportamento frágil nestas condições. Outra evidência para esta mudança de comportamento é o aspecto da fratura dos corpos de prova após o ensaio de impacto, sendo que para as amostras tratadas até 840°C a superfície fraturada mostrava-se rugosa como numa fratura dutil, ao passo que para as amostras tratadas a partir de 900°C a fratura mostrava-se com uma aparência mais lisa como numa fratura frágil. A tenacidade portanto parece depender de outras variáveis que devem ter um peso maior quando da ponderação com o efeito da austenita retida. Se por um lado o aumento da temperatura de austenitização propicia uma maior fração de austenita retida, que por ser uma fase mais mole que a martensita incrementaria a tenacidade, de outro lado, para essa mesma variação de temperatura, ocorre uma maior dissolução de carbonetos que endurece a martensita pois deforma seu

reticulado cristalino, e ainda ocorre um aumento do tamanho de grão austenítico antes da têmpera, o que por si só já é um fator fragilizante. Estes fatores devem ser estudados separadamente para que se tenha um melhor panorama de suas influências na tenacidade do aço.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) Silva, J. R. G. da, "A força das idéias na sociedade pós-industrial", Metalurgia, V. 53, nº 462, ABM, p. 102, 1997.
- (2) Rossi, E. H., "Influência das variáveis de processamento na esferoidização do aço SAE 52100", Anais do 37º Congresso Anual da ABM, V. 1, ABM, p. 152 – 155, 1982.
- (3) Silva, W.G., "Obtenção de austenita retida e seu efeito no desgaste por fadiga do aço DIN 100Cr6", Trabalho de formatura, EPUSP, São Paulo, 1995.
- (4) Metals Handbook, 8^a edição, v.10, ASM, 1962.
- (5) Nogueira, M. A. S., "Efeito da microestrutura prévia e da microsegregação na formação da austenita, nas temperaturas M_s , e nas transformações isotérmicas do aço AISI 52100, Dissertação de Mestrado, EPUSP, São Paulo, 1986.
- (6) Cumino, R.S., "Ótimização de tratamentos térmicos em escala industrial do aço AISI 52100", Trabalho de formatura, EPUSP, São Paulo, 1994.
- (7) Stickels, C. A., "Carbide Refining Heat Treatment for 52100 Bearing Steel, Metallurgical Transactions, V. 5, p. 865 – 874, 1974.
- (8) Kar, R. J., et al, "The effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties in 52100 steel, Metallurgical Transactions A, V. 10 A, p. 1711 – 1717, 1979.
- (9) Tschiptschin, A. P., et al, "Metalografia dos Aços", ABM, São Paulo, 1988.
- (10) Institut Für Eisenforschung, Atlas Zur Wärmebehandlung Der Stähle, Ed. Max-Planck, Alemanha, 1961.

- (11) L, Hong, et al, "The behavior of block-like residual austenite of 52100 steel in sliding wear, Wear, V. 174, p. 57 – 61, 1994.
- (12) Silva, P. S. P., Notas de Aula da disciplina PMT 403, EPUSP.
- (13) Cetlin, P. R., et al, "Análise de Fraturas", ABM, São Paulo.
- (14) Hill, R. E. R., "Princípios de Metalurgia Física", Guanabara Dois, 2^a ed., p. 662 – 669, 1982.
- (15) ASTM, E – 23.