

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

CINTIA BRAGA

**ANÁLISE DA DUREZA E MICROESTRUTURA DOS AÇOS AISI D2 E AISI D6
SUBMETIDOS A TÊMPERA CONVENCIONAL E TRATAMENTO CRIOGÊNICO**

BELO HORIZONTE

2015

CINTIA BRAGA

**ANÁLISE DA DUREZA E MICROESTRUTURA DOS AÇOS AISI D2 E AISI D6
SUBMETIDOS A TÊMPERA CONVENCIONAL E TRATAMENTO CRIOGÊNICO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^ª. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientadora: Prof^ª Ma. Aline Silva Magalhães

BELO HORIZONTE

2015

CINTIA BRAGA

**ANÁLISE DA DUREZA E MICROESTRUTURA DOS AÇOS AISI D2 E AISI D6
SUBMETIDOS A TÊMPERA CONVENCIONAL E TRATAMENTO CRIOGÊNICO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em 04/12/2015

BANCA EXAMINADORA

Prof^ª. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Orientadora

Prof^ª. Ma. Aline Silva Magalhães - Coorientadora

Prof. Dr. Augusto Cesar da Silva Bezerra

Eng. Nayara Aparecida Neres da Silva

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por estar sempre ao meu lado guiando-me pelos caminhos do bem.

À minha mãe por me fazer capaz de lutar e ver os desafios como grandes oportunidades. E ao meu pai, que mesmo não estando mais presente fisicamente, esteve comigo nos meus pensamentos ao longo desta caminhada.

À professora Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa pelo conhecimento compartilhado, pelo exemplo, e por ter sido muito mais que minha orientadora.

À minha coorientadora, professora Ma. Aline Silva Magalhães, pelo apoio e incentivo.

Aos colegas de curso Thalles Lucas e Rafaela Vidigal pela dedicação e auxílio nos experimentos no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMAT.

Ao professor Dr. Leonardo Roberto da Silva, por todos os ensinamentos como orientador de iniciação científica, que contribuíram para que hoje este trabalho fosse realizado com empenho e dedicação.

Ao Eng. Davi Braga e ao Eng. Daniel Braga, meus queridos irmãos, por estarem sempre dispostos a ensinar e aprender, e pelo tanto que me ensinaram até aqui.

Ao Eng. Fernando Briseno, meu amado, por ter caminhado junto comigo nesse tempo de Cefet, por alimentar meus sonhos e por me incentivar a ser cada vez melhor.

À galera da “Metaló” pela companhia e pela alegria de todos os dias.

“Digo: o real não está na saída nem na chegada: ele se dispõe para a gente é no meio da travessia”.

(GUIMARÃES ROSA)

RESUMO

Devido às boas propriedades de resistência ao desgaste e tenacidade requeridas em ferramentas para trabalho a frio, tratamentos térmicos de têmpera e revenimento são recomendados para os aços utilizados em tais aplicações. Com o intuito de melhorar as propriedades obtidas na têmpera convencional, os tratamentos sub zero, como o resfriamento em nitrogênio líquido, surgem como uma alternativa para solucionar problemas observados após a têmpera de aços ferramenta, como a presença de austenita retida. Neste trabalho foram analisados os efeitos do emprego do tratamento criogênico e revenimento na microestrutura e dureza dos aços ferramenta para trabalho a frio AISI D2 e AISI D6. As análises foram realizadas por meio de testes de microdureza Vickers, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X. Com o emprego do resfriamento criogênico após a têmpera convencional, observou-se um aumento na dureza média dos aços, uma redução qualitativa na presença de austenita retida nos dois materiais, verificada na difração de raios-X, e melhor distribuição de carbonetos secundários após o revenimento no aço AISI D2.

Palavras-chave: Aços ferramenta para trabalho a frio. Tratamento criogênico. Tratamentos térmicos.

ABSTRACT

Due to the good wear resistance and toughness properties required for cold work tools, quenching and tempering are recommended for steels used in such applications. In order to improve the properties obtained in the conventional quenching, the subzero treatments such as deep cryogenic treatment, appear as an alternative to solve problems observed after hardening tool steels, like the presence of retained austenite. In this study, the effects of the use of cryogenic treatment and tempering on microstructure and hardness of cold-working tool steels AISI D2 and AISI D6 were analyzed. Analyses were performed by Vickers hardness testing, optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction. By employing cryogenic treatment after conventional quenching, it was observed an increase in the average hardness of the steels, a qualitative reduction in the presence of retained austenite in the two materials, verified in the X-ray diffraction test, and better distribution of secondary carbides after tempering the AISI D2 steel.

Keywords: Cold-working tool steels. Cryogenic treatment. Heat treatments.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Fotomicrografia (MEV) de amostra de um aço AISI 4340 endurecido revelando estrutura martensítica.....	16
Figura 2 – Representação esquemática do diagrama de transformação isotérmica de um aço eutetóide e a curva <i>transformação tempo – temperatura</i> construída a partir dele.	17
Figura 3 – Diagrama de fases Fe – Fe ₃ C.	18
Figura 4 – Curvas de resfriamento da superfície e do centro de uma barra de aço de 28 mm de diâmetro resfriada em água.....	20
Figura 5 – Gráfico típico de endurecibilidade de dureza Rockwell C em função da distância até a extremidade temperada.	21
Figura 6 – Efeito da temperatura de revenimento sobre a dureza e a resistência ao choque (expressa em valores Charpy) de um aço AISI 1045 temperado.	22
Figura 7 – Efeito de elementos de liga na dureza obtida após revenimento.	23
Figura 8 – Micrografias em MEV de amostras de aço AISI D2.	25
Figura 9 – Microestrutura típica de um aço AISI D2 com a matriz martensítica e os carbonetos primários.....	30
Figura 10 – Fases presentes em equilíbrio em um aço D2 em função da temperatura.	30
Figura 11 – Microestrutura típica de um aço D6.....	31
Figura 12 – Fluxograma de atividades: metodologia adotada.	32
Figura 13 – Dimensões dos corpos de prova.....	33
Figura 14 – Sequência e parâmetros dos tratamentos térmicos realizados.....	34
Figura 15 – Forno elétrico utilizado nos tratamentos térmicos.	35
Figura 16 – Tratamento criogênico.	35
Figura 17 – Ciclo de tratamentos térmicos realizados.....	36
Figura 18 – Amostra de aço AISI D2 embutida após ataque químico com Nital 3% evidenciando a descarbonetação.....	37
Figura 19 – Cortadora metalográfica utilizada para corte das amostras.....	37
Figura 20 – Microscópio Óptico e computador utilizado para captura das imagens.	38
Figura 21 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).	38
Figura 22 – Difratomia de raios-X.	39
Figura 23 – Microdurômetro Vickers utilizado para medição de dureza das amostras.	39
Figura 24 – Impressões de dureza Vickers.....	40
Figura 25 – Fotomicrografias do aço AISI D2 no estado inicial.....	42

Figura 26 – Fotomicrografia do aço AISI D6 no estado inicial.	42
Figura 27 – Dureza Vickers em função da temperatura de revenimento - aço AISI D2.....	44
Figura 28 – Dureza Vickers em função da temperatura de revenimento - aço AISI D6.....	45
Figura 29 – Fotomicrografias (MO e MEV) de aço AISI D2 após têmpera convencional.....	47
Figura 30 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 500°C.	47
Figura 31 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 525°C.	48
Figura 32 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 550°C.	49
Figura 33 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 575°C.	49
Figura 34 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 600°C.	50
Figura 35 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional.....	50
Figura 36 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à tempera convencional e revenimento a 500°C.....	51
Figura 37 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 525°C.	51
Figura 38 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 550°C.	52
Figura 39 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 575°C.....	52
Figura 40 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 600°C.....	53
Figura 41 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 após têmpera convencional.	55
Figura 42 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 500°C.	56
Figura 43 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 525°C.	56
Figura 44 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 550°C.	57

Figura 45 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 575°C.	57
Figura 46 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 600°C.	58
Figura 47 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional.	58
Figura 48 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 500°C.	59
Figura 49 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 525°C.	59
Figura 50 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 550°C.	60
Figura 51 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 575°C.	60
Figura 52 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 600°C.	61
Figura 53 – Difratoformas do aço AISI D2 sem revenimento.	62
Figura 54 – Difratoformas do aço AISI D2 revenido a 525°C.	62
Figura 55 – Difratoformas do aço AISI D2 revenido a 550°C.	63
Figura 56 – Difratoformas do aço AISI D6 sem revenimento.	63
Figura 57 – Difratoformas do aço AISI D6 revenido a 500°C.	64
Figura 58 – Difratoformas do aço AISI D6 revenido a 550°C.	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Efeito da agitação do meio de resfriamento sobre a velocidade de resfriamento...	19
Tabela 2 – Classificação AISI dos aços ferramenta.	26
Tabela 3 – Composições químicas e principais aplicações dos aços ferramenta para trabalho a frio da série D2.	29
Tabela 4 – Especificações dos aços informadas pelo fabricante.	33
Tabela 5 – Valores de dureza Vickers para as amostras dos aços AISI D2 e D6 no estado inicial.	41
Tabela 6 – Média dos valores de dureza Vickers para as amostras do aço AISI D2 após tratamentos térmicos.	43
Tabela 7 – Média dos valores de dureza Vickers para as amostras dos aços AISI D6 após tratamentos térmicos.	45
Tabela 8 – Morfologia e localização preferencial dos carbonetos encontrados em aços ferramenta.	53

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
2 OBJETIVOS	14
2.1 Objetivo geral	14
2.2 Objetivos específicos	14
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1 Têmpera e Revenimento	15
3.1.1 Têmpera	15
3.1.2 Revenimento	21
3.1.2.2 Efeito dos elementos de liga no revenimento	23
3.1.3 Tratamento sub zero	24
3.2 Aços Ferramenta	25
3.2.1 Características gerais dos aços ferramenta	26
3.2.1 Aços Ferramenta para trabalho a frio	27
3.2.1.1 Aços ferramenta da série D	28
3.2.1.2 Características dos aços AISI D2 e AISI D6	29
4 MATERIAL E MÉTODOS	32
4.1 Descrição do Trabalho	32
4.2 Materiais	33
4.3 Tratamentos Térmicos	34
4.4 Caracterização Microestrutural	37
4.5 Ensaio de Dureza	39
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	41
5.1 Caracterização dos Materiais no Estado Inicial	41
5.1.1 Dureza no estado inicial	41
5.1.2 Microscopia óptica	41
5.2 Caracterização dos Materiais após Tratamentos Térmicos	43

<i>5.2.1 Dureza</i>	43
<i>5.2.2 Caracterização microestrutural</i>	46
<i>5.2.3 Difração de raios X – DRX</i>	61
6 CONCLUSÃO	65
REFERÊNCIAS	66

1 INTRODUÇÃO

Ferramentas para trabalho a frio são empregadas em condições nas quais são exigidas boa resistência ao desgaste combinada a tenacidade suficientemente adequada para evitar a falha da ferramenta. Em geral, busca-se aços de elevada dureza para essas aplicações e, para isso, os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento são empregados. É conveniente que o material escolhido para a fabricação da ferramenta não apresente variação dimensional ou distorção durante o tratamento térmico. Os aços AISI D2 E AISI D6 de alto cromo e alto carbono possuem essa característica, além da elevada resistência ao desgaste devido à presença de carbonetos de cromo (SILVA; MEI, 2010).

A têmpera consiste em um aquecimento do aço até a completa austenitização, seguido de resfriamento brusco. O objetivo deste tratamento é a formação de martensita, uma microestrutura caracterizada por elevada dureza. A presença de altos teores de carbono e elementos de liga na ferramenta, entretanto, abaixam as temperaturas de início e fim da transformação martensítica, e, com isso, os tratamentos térmicos de endurecimento convencionais não são suficientes para promover a transformação completa da austenita em martensita, e grande quantidade de austenita retida é observada após o tratamento, o que influencia nas propriedades de dureza e resistência ao desgaste dos aços ferramenta. Além disso, a transformação martensítica dessa austenita residual pode ocorrer na ferramenta durante as condições de serviço, provocando fragilidade ao material, variações dimensionais e distorção (CHIAVERINI, 2008; DAS *et al*, 2010).

Os tratamentos subzero, em especial o tratamento criogênico, que consiste no resfriamento do material até temperaturas negativas (-196°C) com a utilização de gases liquefeitos, são uma alternativa para solucionar o problema da austenita retida, melhorando assim o desempenho das ferramentas. Durante os últimos anos, muitos estudos têm sido feitos reportando resultados que mostram a eficácia dos tratamentos sub zero no aumento da resistência ao desgaste dos aços ferramenta para trabalho a frio (DAS; RAY, 2012). A realização de um estudo dos efeitos do tratamento criogênico na microestrutura e propriedades dos aços ferramenta de alto cromo e alto carbono, utilizados em importantes processos de conformação a frio, comparados aos efeitos da têmpera convencional, é interessante para comprovar as melhorias que o tratamento criogênico pode fornecer e destacar os aspectos nos quais essa melhoria é observada.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O objetivo geral do presente trabalho é analisar de maneira comparativa os efeitos dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento convencionais e a utilização do tratamento criogênico nos aços ferramenta para trabalho a frio AISI D2 e AISI D6.

2.2 Objetivos específicos

Os objetivos específicos do trabalho são:

- a) Avaliar os efeitos do tratamento criogênico posterior à têmpera convencional na microestrutura e na dureza dos aços AISI D2 e AISI D6;
- b) Avaliar comparativamente os efeitos das temperaturas de revenimento na microestrutura e dureza dos aços AISI D2 e AISI D6 submetidos à têmpera convencional e têmpera seguida de tratamento criogênico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Têmpera e Revenimento

Os variados tratamentos térmicos são utilizados na indústria como um meio seguro e eficaz para controlar a estrutura dos materiais metálicos e, conseqüentemente, determinar as propriedades finais necessárias às condições de uso do material. Quanto mais críticas são as condições de serviço, mais importantes são as etapas de tratamento térmico (CHIAVERINI, 2008).

Segundo Chiaverini (2008), a têmpera e o revenimento são tratamentos térmicos aplicados em ligas ferrosas, que propiciam ao material a formação de uma estrutura com propriedades de dureza e resistência mecânica capazes de melhorar seu desempenho.

O tratamento de têmpera de aços consiste basicamente no aquecimento do material até sua austenitização completa, seguido de resfriamento rápido. O revenimento subsequente, realizado para aliviar tensões e devolver tenacidade ao material, depende da correta realização da têmpera para ser eficaz. O sucesso de um tratamento térmico depende principalmente de fatores como a composição da liga metálica, a natureza do meio de resfriamento utilizado, e o tamanho e formato da amostra a ser tratada (CALLISTER, 2013).

3.1.1 Têmpera

O principal objetivo do tratamento térmico de têmpera é o endurecimento dos aços por meio do resfriamento rápido do material completamente austenitizado, obtendo assim o constituinte denominado martensita. A martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro alfa, sendo essa supersaturação responsável pelo arranjo cristalino tetragonal de corpo centrado (TCC) apresentado pelo constituinte (CHIAVERINI, 2008; COLPAERT, 2008).

A transformação da austenita em martensita é brusca e adifusional, ocorrendo por mecanismos de escorregamento localizado, semelhantes aos processos de deslizamento de planos atômicos e maclação, sem extensa migração de átomos como nas transformações difusionais (COLPAERT, 2008).

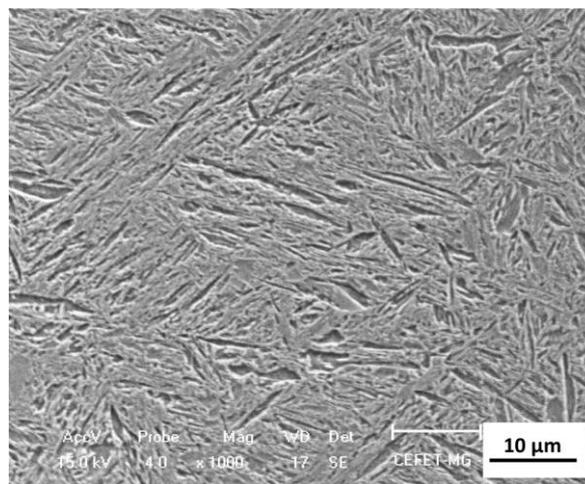
Segundo Dieter (1967), a deformação por maclação ocorre quando uma região do cristal tem sua orientação alterada de maneira simétrica ao restante da rede cristalina do material. A região maclada é uma imagem espelhada da matriz cristalina, sendo o plano de

simetria que separa essa região do restante da rede chamado plano de maclação. Quando uma tensão cisalhante é aplicada, o cristal sofre maclação ao redor desse plano.

De fato o processo de maclação está relacionado à transformação martensítica: os dois processos produzem regiões localizadas com nova orientação da rede cristalina. A pequena diferença é que a estrutura cristalina em uma placa de martensita é diferente da estrutura da matriz, e a força motriz para a formação da martensita é a diferença de energia livre entre a matriz e a fase martensítica, enquanto a força motriz para a maclação é a tensão cisalhante aplicada (DIETER, 1967).

Por ser um mecanismo adifusional, a transformação martensítica ocorre praticamente de forma instantânea, e por isso considera-se que a taxa de transformação martensítica independe do tempo. Quanto à morfologia, a matensita se apresenta com formato de placas ou agulhas (CALLISTER, 2013). Na figura 1 é mostrada uma fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) de uma estrutura martensítica típica.

Figura 1 – Fotomicrografia (MEV) de amostra de um aço AISI 4340 endurecido revelando estrutura martensítica.



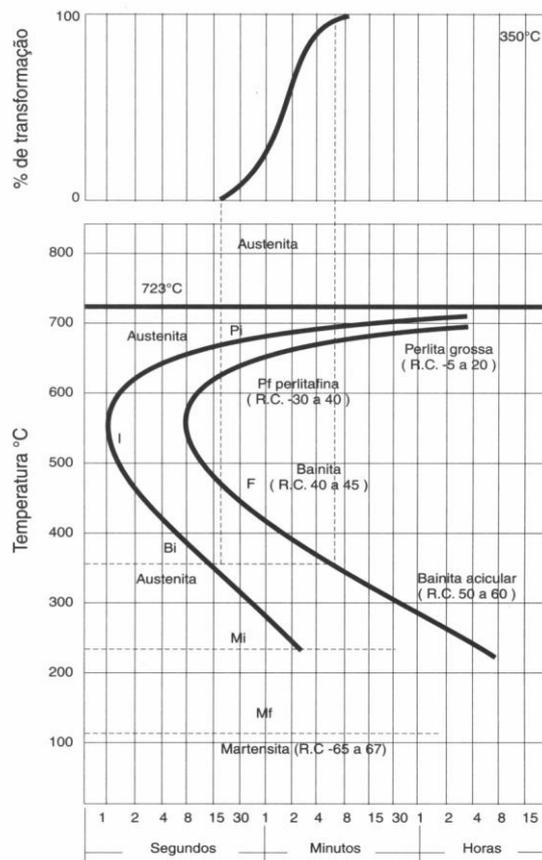
Fonte: BRAGA *et al.*, 2014.

Nos aços e ferros fundidos, o aumento da velocidade de resfriamento altera as condições de formação dos constituintes resultantes da transformação da austenita, previstos no diagrama Ferro – Carbono (Fe-C). Quanto maiores as velocidades de resfriamento, a austenita se transformará em temperaturas mais baixas, formando diferentes constituintes (CHIAVERINI, 2008).

A melhor maneira de avaliar os fenômenos que ocorrem quando os aços são resfriados em diferentes velocidades é por meio do estudo do resfriamento de um aço eutetóide, uma vez

que este apresenta uma única temperatura de transformação (727°C) e forma somente perlita como constituinte após o resfriamento no equilíbrio. Realizando o resfriamento de vários corpos de prova de aço eutetóide completamente austenitizados até uma temperatura menor que 727°C e posteriormente mantendo-os a essa temperatura durante diferentes períodos de tempo (10, 100, 200 segundos), é possível verificar que a formação de perlita é progressiva: quanto maior o tempo de permanência na temperatura final de resfriamento, maior é a quantidade de perlita formada. Ao repetir essa experiência utilizando diferentes meios de resfriamento têm-se uma série de tempos que definem o início e o fim da transformação da austenita para as várias temperaturas. Dessa forma é possível construir um diagrama onde, para cada valor de temperatura, tem-se o percentual de transformação em função do tempo, indicando o início e o fim da transformação. E a partir desse diagrama constrói-se então a curva *transformação tempo – temperatura* (TTT), como mostra a figura 2 (CHIAVERINI, 2008; CHIAVERINI 2012).

Figura 2 – Representação esquemática do diagrama de transformação isotérmica de um aço eutetóide e a curva *transformação tempo – temperatura* construída a partir dele.

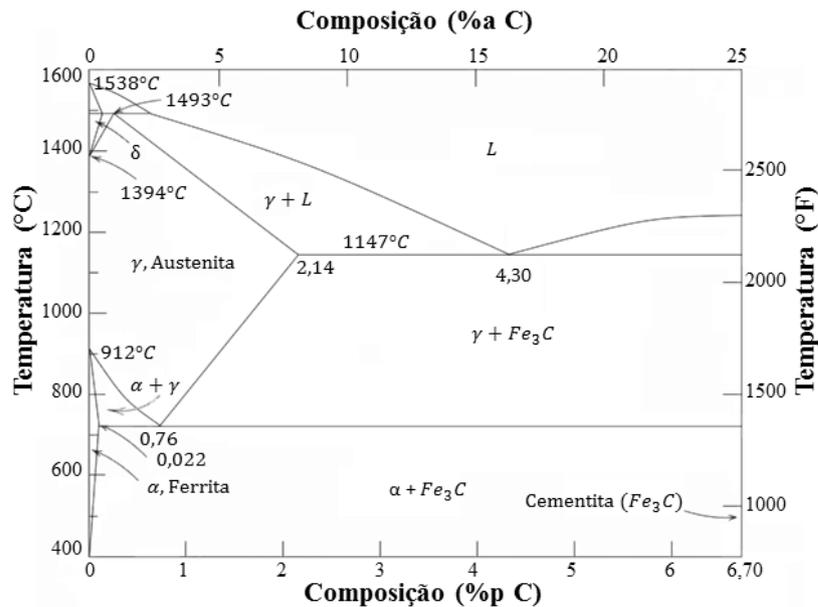


Fonte: CHIAVERINI, 2012. p. 45.

Na figura 2, as linhas Mi e Mf indicam o início e o fim da transformação martensítica, que por ser independente do tempo fica abaixo da curva. É fácil perceber que as curvas TTT auxiliam na determinação dos parâmetros do tratamento térmico de têmpera e na previsão dos constituintes formados. Alguns fatores como composição química do aço, tamanho de grão e homogeneidade da austenita influenciam na posição das curvas TTT, que podem ser deslocadas para a direita ou esquerda, facilitando ou dificultando assim a formação de martensita (CALLISTER, 2013; CHIAVERINI, 2012).

De acordo com Chiaverini (2012), no tratamento térmico de têmpera, o aço é aquecido até uma temperatura entre 815° e 870°C. Conforme pode ser observado no diagrama de fases Fe-Fe₃C da figura 3, nessa faixa de temperatura, os aços com até 1,0% de carbono em sua composição apresentarão estrutura austenítica.

Figura 3 – Diagrama de fases Fe – Fe₃C.



Fonte: CALLISTER, 2013. p. 294.

Após atingir a temperatura de austenitização, é necessário um tempo de encharque necessário às transformações para completa austenitização. Após o encharque o aço é então resfriado bruscamente em um meio de resfriamento a ser escolhido de acordo com a endurecibilidade do material em questão, do formato da peça e da dureza final desejada. A velocidade de resfriamento utilizada deve permitir que a curva de resfriamento ao menos tangencie o cotovelo da curva TTT, evitando assim a transformação da austenita em seus constituintes normais e permitindo que a curva atinja as linhas Mi e Mf correspondentes à formação da martensita. (CHIAVERINI, 2012; CHIAVERINI, 2008).

Segundo Chiaverini (2012), os meios de resfriamento gasosos mais utilizados são o ar e gases inertes como nitrogênio, hélio e argônio. Já os meios de resfriamento líquidos mais comuns são água, salmoura ou soluções aquosas com aditivos cáusticos, óleo com ou sem aditivos, e soluções aquosas de polímeros. Os banhos de soluções de polímeros são utilizados em geral como substitutos dos óleos porque dispensam a limpeza posterior do material, porém apresentam como fator limitante a dificuldade de recuperação do banho.

De acordo com Chiaverini (2008), o estado de agitação do meio de resfriamento influencia na transferência de calor que ocorre entre o material e o meio. Dessa forma a velocidade de resfriamento é afetada. A tabela 1 mostra o efeito da agitação do meio sobre a velocidade de resfriamento.

Tabela 1 – Efeito da agitação do meio de resfriamento sobre a velocidade de resfriamento.

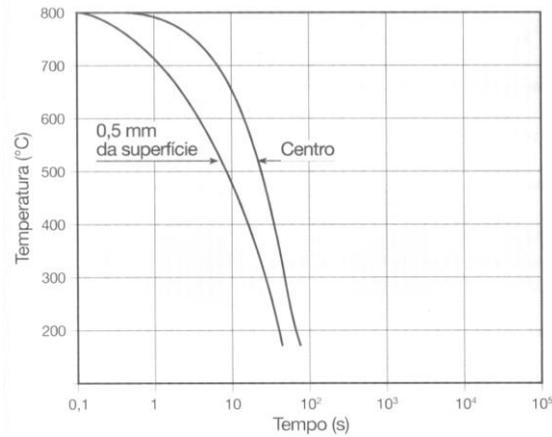
Estado do meio de resfriamento	Severidade de têmpera (H)		
	Óleo a 60°C	Água a 20°C	Salmoura a 20°C
Nenhuma circulação do líquido ou agitação da peça	0,2	1,0	2,0
Circulação ou agitação moderada	0,3	1,1	2,1
Boa circulação	0,4	1,4	-
Circulação forte	0,6	1,8	-
Circulação violenta	1,0	4,0	5,0

Fonte: CHIAVERINI, 2012, p.72.

Os meios de resfriamento têm a função de retirar o calor da superfície do aço no processo de têmpera. Dessa forma, existe um gradiente de temperatura entre o interior e a superfície das peças, e conseqüentemente, o endurecimento não é uniforme em toda a seção do material (CHIAVERINI, 2012).

Segundo Colpaert (2008), uma representação típica das condições de resfriamento de uma peça seria um gráfico com um feixe de curvas de resfriamento cujos limites seriam uma curva de velocidade máxima, representando o resfriamento da superfície, e uma curva de velocidade mínima, representando o resfriamento do centro da peça. A figura 4 mostra essa representação das curvas de resfriamento.

Figura 4 – Curvas de resfriamento da superfície e do centro de uma barra de aço de 28 mm de diâmetro resfriada em água.



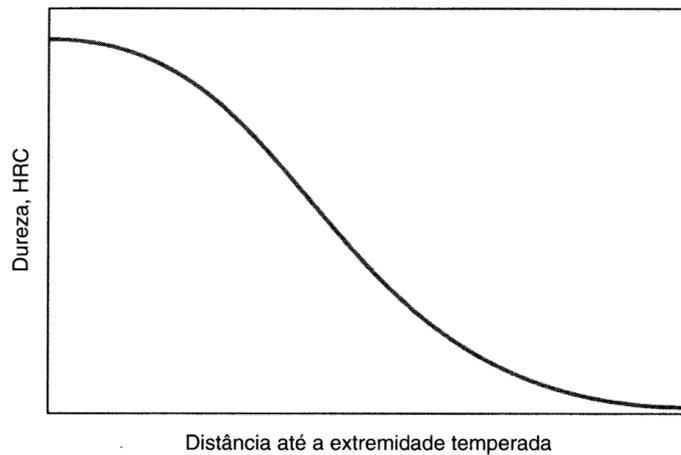
Fonte: COLPAERT, 2008. p. 284.

O efeito da velocidade de resfriamento no endurecimento das peças depende da temperabilidade do material. A temperabilidade está relacionada à profundidade de endurecimento, algo que é influenciado muito mais por fatores como tamanho de grão austenítico e elementos de liga presentes, do que pelo teor de carbono (COLPAERT, 2008; CHIAVERINI, 2008).

Um dos métodos mais comuns para determinar a temperabilidade de um aço é o *método de Jominy*. Nesse procedimento, com exceção da composição química, os parâmetros que influenciam na profundidade de endurecimento da peça são mantidos constantes. Um corpo de prova de formato cilíndrico e dimensões controladas é aquecido até sua temperatura de austenitização, com um tempo de encharque predeterminado. Após o aquecimento o corpo de prova é resfriado por meio de um jato de água, com vazão e temperatura controladas, em apenas uma de suas extremidades. Assim, a taxa de resfriamento é máxima na extremidade temperada e diminui ao longo do comprimento da amostra (CALLISTER, 2013).

Após o ensaio são feitas impressões de dureza Rockwell C ao longo de uma geratriz do corpo de prova cilíndrico, e os dados fornecem uma curva indicativa da maneira na qual o valor de dureza reduz à medida que a posição da impressão se distancia da extremidade que recebeu o jato de água. A figura 5 mostra uma curva de endurecibilidade típica (COLPAERT, 2008).

Figura 5 – Gráfico típico de endurecibilidade de dureza Rockwell C em função da distância até a extremidade temperada.



Fonte: CALLISTER, 2013, p. 442.

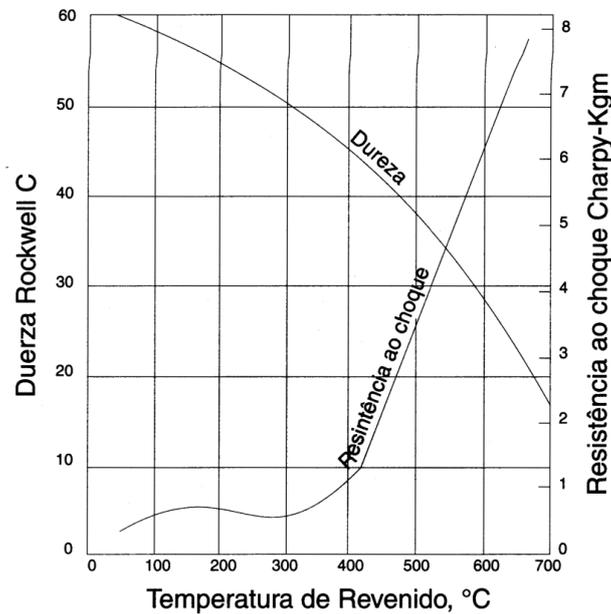
3.1.2 Revenimento

Conforme afirma Chiaverini (2008), após a têmpera, os aços apresentam em geral um estado elevado de tensões internas, de origem tanto estrutural como térmica. As tensões internas de natureza estrutural se devem à morfologia acicular da martensita, que atua como concentrador de tensão, e à distorção sofrida pela estrutura cristalina, causando a fragilidade do material. As tensões internas de natureza térmica se devem ao fato de que, na têmpera, a superfície sofre transformação e se expande antes do centro da peça, e quando o centro começa a expandir ocorrem tensões trativas que podem ocasionar até mesmo trincas na superfície.

O revenimento, segundo Chiaverini (2008), é o tratamento térmico que procede a têmpera. Sua função é aliviar tensões internas provocadas pela têmpera e devolver tenacidade ao material, sem afetar muito a elevada dureza obtida na têmpera.

Através do revenimento é possível aumentar a resistência à flexão ou à torção e a resistência ao choque. A temperatura na qual o revenimento é realizado influencia essas mudanças nas propriedades do material. A figura 6 mostra a relação entre temperatura de revenimento e as propriedades de dureza e resistência ao choque. Percebe-se que para temperaturas acima de 400°C, a resistência ao choque aumenta linearmente com o aumento da temperatura de revenimento (COLPAERT, 2008).

Figura 6 – Efeito da temperatura de revenimento sobre a dureza e a resistência ao choque (expressa em valores Charpy) de um aço AISI 1045 temperado.



Fonte: CHIAVERINI, 2012. p. 104.

O procedimento do revenimento consiste em aquecer o aço até uma temperatura situada abaixo da linha A1 do diagrama Fe-Fe₃C, manter o material a essa temperatura por um tempo determinado e, posteriormente, resfriar o aço ao ar (CHIAVERINI, 2008).

Por ser uma solução metaestável, a martensita tende a precipitar o excesso de carbono e se transformar em ferrita com o ganho de energia. A quantidade e a magnitude de transformação da estrutura martensítica dependerá da temperatura de revenimento. Pode-se, portanto, dividir o tratamento térmico de revenimento em estágios distintos, de acordo com a temperatura (COLPAERT, 2008; CHIAVERINI, 2008).

O primeiro estágio ocorre entre as temperaturas de 100°C e 200°C, nesse estágio não há modificações estruturais sensíveis. Ocorre a precipitação de carbonetos épsilon (Fe_{2,4}C) e, conseqüentemente, a diminuição do teor de carbono da martensita previamente formada. O constituinte formado nesse estágio é denominado martensita revenida. No segundo estágio, entre 200°C e 300°C, além dos eventos observados no primeiro estágio, ocorre a transformação da austenita retida em bainita, constituinte formado por ferrita e Fe_{2,4}C. O terceiro estágio ocorre por volta de 300°C, onde se observa a dissolução dos carbonetos épsilon, a transformação da martensita em ferrita e a formação de partículas de cementita, formando o constituinte denominado sorbita. No quarto e último estágio, que ocorre próximo à temperatura eutetóide, observa-se o coalescimento das partículas de cementita da sorbita

resultando em uma estrutura formada por esferoides de cementita em uma matriz ferrítica, denominada esferoidita (COLPAERT, 2008; CHIAVERINI, 2012).

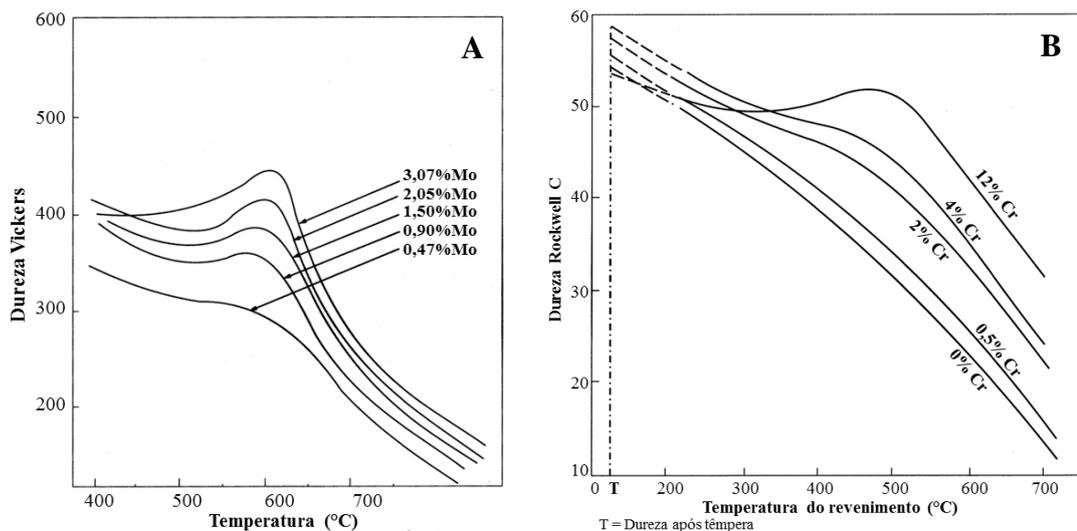
3.1.2.2 Efeito dos elementos de liga no revenimento

A adição de elementos de liga aos aços é responsável pela manutenção da dureza a altas temperaturas e pelo retardamento das transformações de fase. Os aços carbono, quando revenidos, sofrem um decréscimo na dureza e resistência mecânica, e consequente aumento de ductilidade. A causa dessas mudanças nas propriedades são a formação de cementita e carbonetos épsilon e o coalescimento gradual destes (COUTINHO, 1992).

O acréscimo de elementos de liga formadores de carbonetos estáveis, como molibdênio, cromo ou tungstênio, leva a um aumento de dureza na faixa de 500°C a 650°C. O aumento na dureza está relacionado à elevada dureza dos carbonetos, e ao fato de que esses carbonetos, por estarem dispersos no material, impedem a movimentação das discordâncias. Esse fenômeno é denominado *endurecimento secundário* e é de grande relevância nas propriedades de muitos aços ferramenta (ASM HANDBOOK, 2004; CHIAVERINI, 2008).

Na figura 7 estão representados o efeito do percentual de molibdênio (A) e do cromo (B) na dureza de aços com 0,1 e 0,35% de carbono respectivamente.

Figura 7 – Efeito de elementos de liga na dureza obtida após revenimento.



A – Efeito do teor de molibdênio em um aço com 0,1%C – amostras revenidas durante 1 hora nas temperaturas indicadas;

B – Efeito do teor de cromo em um aço com 0,35%C.

Fonte: SILVA; MEI, 2010. p. 289 e p. 292.

3.1.3 Tratamento sub zero

Segundo Chiaverini (2012), o tratamento a temperaturas abaixo de 0°C, denominado tratamento sub zero, tem como objetivo a transformação total da austenita retida em martensita. A retenção da austenita é influenciada pelo processo de resfriamento adotado na têmpera, pela presença de elementos de liga no aço e, principalmente, pelo teor de carbono, que abaixam as temperaturas de transformação martensítica, podendo chegar a valores inferiores a 0°C (CHIAVERINI, 2008). O grande problema da presença de austenita retida está no fato que essa estrutura é relativamente macia e, levando em consideração os aços ferramenta, isso afeta consideravelmente as propriedades de dureza e resistência ao desgaste. Além disso, a austenita retida pode transformar-se em martensita durante as condições de uso da ferramenta, o que ocasiona elevada fragilidade e expansão volumétrica da estrutura podendo levar à distorção e instabilidade dimensional dos componentes (DAS *et al*, 2010).

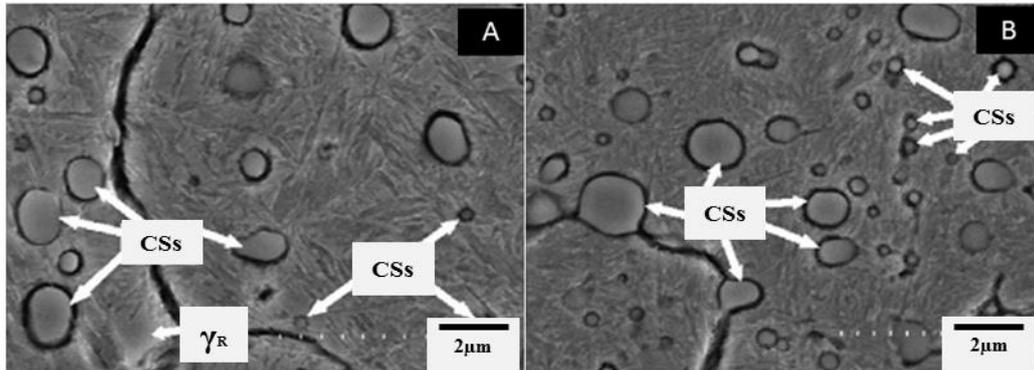
Chiaverini (2008) relata que, apesar de terem sido usados durante anos para melhorar a capacidade de corte de aços ferramenta, atualmente a prática comercial de tratamentos sub zero é bem pequena. Das e Ray (2012), entretanto, mostram que recentemente o uso de tratamentos sub zero vem sendo alvo de estudos para melhoria do desempenho de componentes feitos por aços ferramenta.

Os tratamentos sub zero são processos que complementam os tratamentos térmicos convencionais. Possuem a vantagem de serem ecologicamente corretos e afetarem toda a seção das peças tratadas. O procedimento é feito logo após o método de endurecimento convencional e antes do revenimento, a fim de evitar a estabilização da austenita retida. Para isso é importante também não utilizar elevado tempo de encharque no tratamento sub zero (DAS; RAY, 2012; CHIAVERINI, 2008). Como meios de resfriamento nos tratamentos subzero são utilizados líquidos de baixa temperatura, como misturas de acetona e gelo seco (-73°C), ou gases liquefeitos como o nitrogênio (-196°C), também chamado tratamento criogênico, entre outros (CHIAVERINI, 2008).

O revenimento é muitas vezes utilizado para reduzir a quantidade de austenita retida dos componentes temperados, entretanto esse processo pode levar ao amaciamento excessivo da matriz e coalescimento de carbonetos, resultando em diminuição da dureza do material. Por esse motivo, o uso do tratamento sub zero pode ser vantajoso para os aços ferramenta temperados convencionalmente, uma vez que o uso da operação melhora as propriedades de resistência mecânica, dureza e estabilidade dimensional. Na figura 8 são apresentadas micrografias em microscopia eletrônica de varredura de uma amostra de aço AISI D2

submetida a tratamento térmico convencional (A) e outra submetida ao tratamento criogênico com nitrogênio líquido (B). Percebe-se que ambas as amostras apresentam martensita revenida e carbonetos secundários (CSs) grandes e pequenos, entretanto somente a amostra submetida ao tratamento criogênico não apresenta austenita retida (γ_R) (DAS *et al*, 2010).

Figura 8 – Micrografias em MEV de amostras de aço AISI D2.



A – amostra submetida à têmpera convencional;
 B – amostra submetida ao tratamento criogênico.
 Fonte: DAS *et al* (2010).

3.2 Aços Ferramenta

Aços ferramentas são os aços utilizados para a fabricação de ferramentas para cortes em geral, matrizes ou qualquer outra operação de conformação. Os primeiros aços ferramenta eram simples, aços carbono em geral. A partir do século 20, entretanto, iniciou-se o desenvolvimento de aços ferramenta de alta liga, contendo elevadas quantidades de elementos como molibdênio, cromo, tungstênio, vanádio, manganês e outros. O desenvolvimento dessas ligas permitiu condições de serviço mais severas, maior controle dimensional das ferramentas e a redução de inconvenientes como trincas durante os tratamentos térmicos (ASM HANDBOOK, 2004).

A estabilidade dimensional é um parâmetro muito importante para algumas aplicações, e, além disso, são exigidas excelentes propriedades mecânicas nos aços ferramenta. Para isso o processamento, composição química e estrutura desses materiais precisam ser cuidadosamente controlados, o que leva a um alto custo para a produção desses aços. Entretanto, as formas complexas que as ferramentas irão assumir muitas vezes superam o valor do material, o que justifica a insistência sobre a qualidade na fabricação desses aços especiais (COUTINHO, 1992).

A classificação dos aços ferramenta é feita com base no emprego dos materiais, na composição química, propriedades e tratamento térmico utilizado. Essa abrangência na classificação decorreu de um consenso entre os produtores e usuários de ferramentas, o que mostra ser essa classificação mais prática. A tabela 2 mostra a classificação AISI (American Iron and Steel Institute) dos aços ferramenta (SILVA; MEI, 2010).

Tabela 2 – Classificação AISI dos aços ferramenta.

Aços temperáveis em água (<i>Water</i>)	W
Aços resistentes ao choque (<i>Shock</i>)	S
Aços para fins especiais	
Tipo baixa liga (<i>Low alloy</i>)	L
Tipo carbono-tungstênio	F
Aços para moldes	P
Aços para trabalho a frio	
Aços temperáveis em óleo (<i>Oil</i>)	O
Aços média liga, temperáveis ao ar (<i>Air</i>)	A
Aço alto carbono, alto cromo (<i>Die steels</i>)	D
Aços para trabalho a quente (<i>Hot Working</i>)	
Ao cromo	H1 – H19
Ao tungstênio	H20 – H39
Ao molibdênio	H40 – H59
Aços rápidos	
Ao tungstênio	T
Ao molibdênio	M

Fonte: SILVA; MEI, 2010, p.364.

3.2.1 Características gerais dos aços ferramenta

Segundo Silva e Mei (2010), os aços aplicados em ferramentas estão sujeitos a rigorosas solicitações, e por isso as propriedades e microestrutura desses materiais necessitam de controle. Dessa forma, parâmetros como homogeneidade de composição química e microestrutura, limpeza interna e tratamento térmico utilizado são características de grande importância e que devem ser analisadas, pois limitam ou definem o desempenho das ferramentas.

A maioria dos aços ferramenta possui elevado teor de elementos de liga e, em alguns casos, alto teor de carbono. A homogeneidade da composição química e da microestrutura

desses aços será influenciada pelo processo de fabricação empregado, que deve ser escolhido de maneira a evitar inconvenientes como a segregação de solidificação, que pode ser evitada por meio de processos de refusão. A técnica da metalurgia do pó também pode ser bastante eficaz para eliminar heterogeneidades. (SILVA; MEI, 2010).

As ferramentas, quando em serviço, estão sujeitas a cargas cíclicas elevadas e o material utilizado para a ferramenta deve suportar essas cargas sem trincar ou sofrer desgaste excessivo e deformação. Para os casos de trabalho a quente, as ferramentas devem suportar esses esforços em elevadas temperaturas. É necessário, portanto, um cuidado especial na seleção dos aços ferramenta de maneira a obter uma combinação ótima de propriedades que satisfazem aos requisitos de projeto da ferramenta (ASM HANDBOOK, 2004).

Praticamente todos os aços ferramenta, com apenas algumas exceções, são tratados termicamente para obter uma combinação específica de resistência ao desgaste, à deformação, à fadiga, entre outras propriedades. Em geral o fabricante dos aços ferramenta não tem controle sobre o tratamento térmico, que é feito posteriormente. Isso pode ser um grande problema uma vez que esses materiais são os de tratamento térmico mais crítico: qualquer variação nos parâmetros pode ocasionar mudanças microestruturais indesejadas e queda no desempenho (SILVA; MEI, 2010).

3.2.1 Aços Ferramenta para trabalho a frio

Segundo Silva e Mei (2010), os aços ferramenta para trabalho a frio são aqueles utilizados na fabricação de ferramentas para operações de corte, conformação e rebarbação, utilizando temperaturas próximas à temperatura ambiente. Coutinho (1992) define os aços ferramenta para trabalho a frio como aqueles aplicáveis em condições que exigem alta resistência ao desgaste e boa tenacidade. De acordo com Chiaverini (2012), esses aços ferramenta são os menos sujeitos a alterações dimensionais durante o tratamento térmico, e por isso, são chamados de indeformáveis.

Dentro da classificação da AISI, as principais famílias dos aços ferramenta para trabalho a frio são as séries D, O, A e W. A série D (*Die Steels*) representa os aços ferramenta de elevado teor de cromo e de carbono, cujas principais características são a alta resistência ao desgaste, promovida pelos carbonetos de cromo presentes na microestrutura, e a baixa distorção durante o tratamento térmico. Os tipos mais populares são os aços D2 e D6, sendo este último comumente empregado no Brasil, segundo Silva e Mei (2010). A série O representa os aços temperáveis em óleo, sendo o mais comum da série o aço O1, que possui

baixos teores de cromo e vanádio e adições de tungstênio. Os aços da série O possuem, em geral, boa temperabilidade, baixa tendência a trincas e manutenção do gume cortante. Os aços da série A são aqueles temperáveis ao ar. Com teores de elementos de liga intermediários entre as séries D e O, são muito utilizados em aplicações que exigem boa resistência à abrasão e elevada tenacidade. A série W (*Water Hardening*) engloba os aços carbono com teores de elementos de liga em torno de 1%, são de baixa temperabilidade e de custo inferior aos demais (SILVA; MEI, 2010).

3.2.1.1 Aços ferramenta da série D

Inicialmente desenvolvidos com objetivo de substituir os aços rápidos, os aços de alto cromo e alto carbono, por apresentarem dureza insuficiente em altas velocidades de corte, não foram bem sucedidos. Entretanto a alta resistência ao desgaste e o fato de não apresentarem variações dimensionais no tratamento térmico os tornam excepcionais para aplicações em matrizes para trabalho a frio. A alta resistência ao desgaste dos aços da série D é resultado da presença, em elevada fração volumétrica, de carbonetos de cromo. Além das propriedades de resistência ao desgaste, o cromo é responsável por garantir aos aços ferramenta do tipo D resistência à oxidação em elevadas temperaturas (COUTINHO, 1992).

A tabela 3 apresenta as composições químicas e as principais aplicações dos aços de alto carbono e alto cromo para trabalho a frio.

Tabela 3 – Composições químicas e principais aplicações dos aços ferramenta para trabalho a frio da série D2.

Tipo AISI	Composição (%)				Aplicações
	C	Cr	Mo	Outros	
D2	1,50	12,00	1,00	1,00V	Matrizes para trefilação, estampagem, punções, mandris e matrizes de forjamento rotatório;
D3	2,25	12,00	-	1,00V 1,00W	Matrizes para trefilação, roletes formadores, punções, matrizes para prensa viradeira e para forjamento rotatório;
D4	2,25	12,00	1,00	1,00V	Matrizes para recortar, moldes para tijolo, matrizes para forjamento rotatório a quente, ferramentas para estampagem;
D5	1,50	12,00	1,00	3,00Co 1,00V	Matrizes para conformação a frio, para cunhagem, para aparar, trefilação, punções, cutelaria de qualidade, cilindros;
D6	2,15	12,00	-	0,7W	Conformação e corte a frio, moldes para materiais cerâmicos, facas, matrizes, punções, mandris, feiras de trefilação;
D7	2,35	12,00	1,00	4,00V	Matrizes para briquetadora, estampagem profunda, cilindros desempenadores, feiras para trefilação;

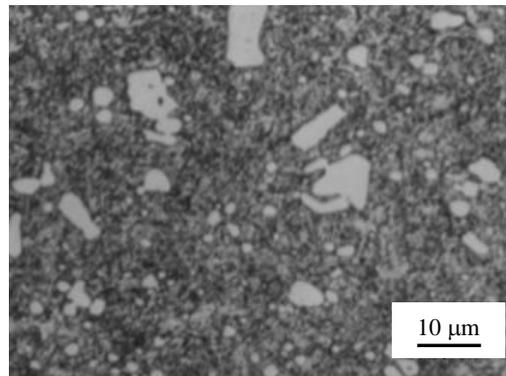
Fonte: COUTINHO, 1992, p.281 (adaptado).

3.2.1.2 Características dos aços AISI D2 e AISI D6

O aço ferramenta para trabalho a frio AISI D2 é o mais comum da série dos aços de alto teor de cromo e carbono. Trata-se de uma liga Fe-C-Cr com adições de molibdênio e vanádio para melhorar a resposta ao revenimento. É um material muito utilizado como ferramenta nos processos de conformação a frio por possuir ótima combinação de resistência mecânica e resistência ao desgaste. O controle dessas propriedades depende de fatores como a microestrutura antes do tratamento térmico; tamanho, formato e distribuição dos carbonetos eutéticos; e parâmetros de tratamento térmico utilizados (GOBBI, 2009).

Segundo Silva e Mei (2010), a microestrutura ideal para um bom desempenho dos aços para trabalho a frio é uma matriz martensítica com uma dispersão uniforme de carbonetos. A figura 9 mostra uma fotomicrografia de um aço AISI D2, que apresenta uma microestrutura próxima da ideal para as ferramentas utilizadas na conformação a frio.

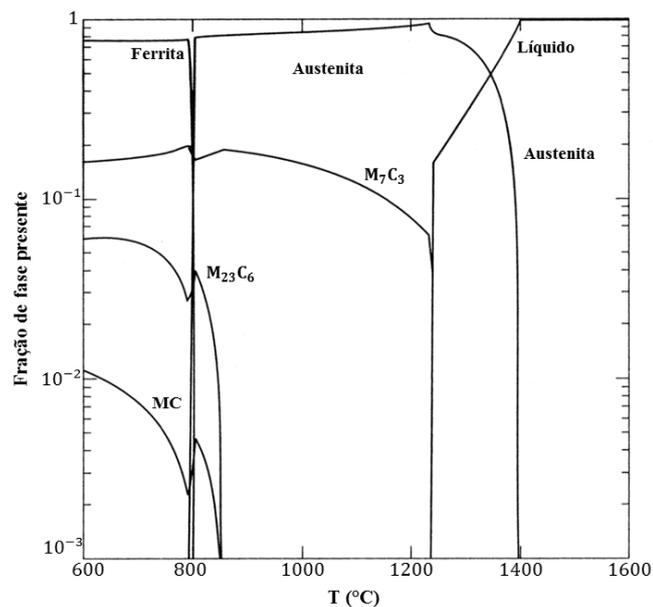
Figura 9 – Microestrutura típica de um aço AISI D2 com a matriz martensítica e os carbonetos primários.



Fonte: ASM HANDBOOK, 2004.

Com relação à evolução estrutural dos aços ferramenta para trabalho a frio, e considerando o tipo D2, na solidificação no equilíbrio ocorre a formação de carbonetos primários por uma reação eutética e a quantidade de carbonetos presentes na austenita aumenta com a redução da temperatura. Isso pode ser visualizado na figura 10, que mostra um diagrama de fases presentes em equilíbrio em um aço AISI D2, em função da temperatura. Como pode ser visto no diagrama, a solidificação envolve a formação de austenita primária, em seguida um eutético entre austenita e o carboneto M_7C_3 e a precipitação de $M_{23}C_6$ e MC com a redução da temperatura (SILVA; MEI, 2010).

Figura 10 – Fases presentes em equilíbrio em um aço D2 em função da temperatura.

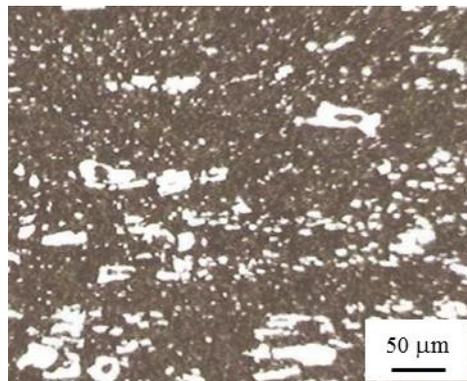


Fonte: SILVA; MEI, 2010. p. 370.

O aço AISI D6 para trabalho a frio é bem semelhante ao AISI D2 quanto às propriedades e aplicações. A diferença entre os dois tipos está nos elementos de liga: o aço D6 possui adições de vanádio e tungstênio. Segundo Silva e Mei (2010), o D6 é o aço para trabalho a frio de alto cromo e alto carbono mais utilizado no Brasil.

Assim como no aço AISI D2, o aço AISI D6 tem sua tenacidade fortemente influenciada pela distribuição dos carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 . Se esses carbonetos possuem pequenas dimensões e boa distribuição na matriz do material geralmente o aço terá boa tenacidade e conseqüentemente boa resistência à fadiga. A figura 11 mostra uma microestrutura típica de um aço AISI D6 temperado e revenido (MENDES, 2008).

Figura 11 – Microestrutura típica de um aço D6.



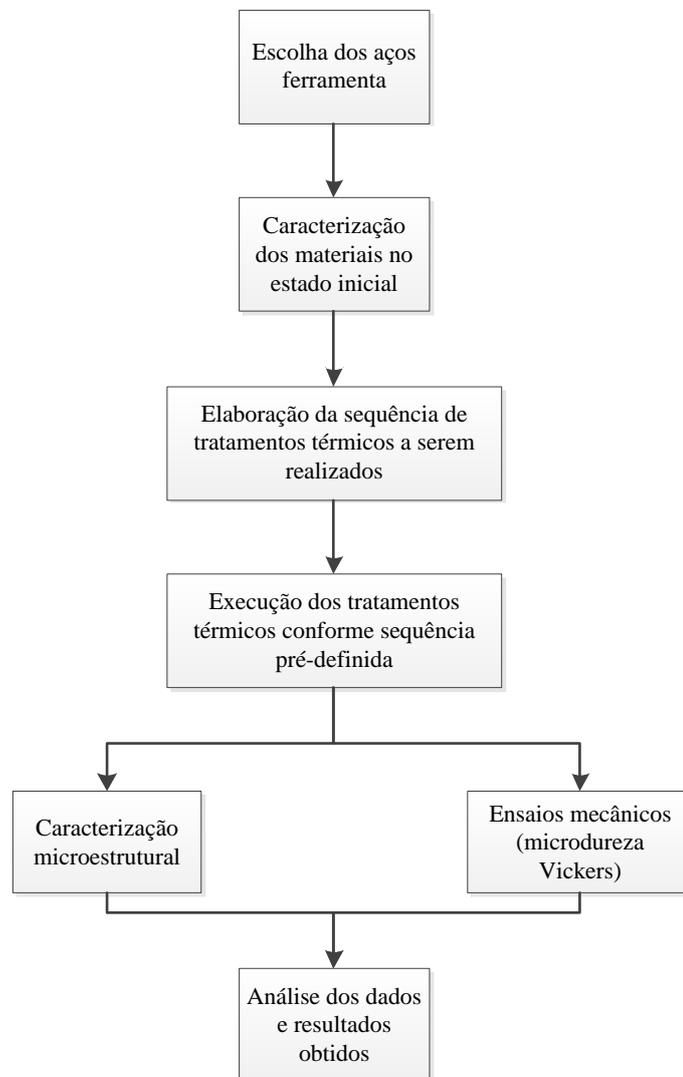
Fonte: MENDES, 2008.

4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1 Descrição do Trabalho

O presente trabalho consistiu na análise dos efeitos do tratamento criogênico, subsequente à têmpera convencional, e parâmetros de revenimento na microestrutura e no comportamento mecânico dos aços ferramenta para trabalho a frio AISI D2 e AISI D6. Um fluxograma com a representação esquemática da metodologia adotada no trabalho é apresentado na figura 12.

Figura 12 – Fluxograma de atividades: metodologia adotada.



Fonte: Próprio autor.

4.2 Materiais

Os aços ferramenta para trabalho a frio AISI D2 e AISI D6 foram escolhidos por serem os exemplares mais comuns da categoria D (alto carbono e alto cromo) e por serem muito utilizados em vários processos de conformação a frio importantes, como trefilação e estampagem (SILVA; MEI, 2010). Os aços foram adquiridos comercialmente na condição de lingotes, e suas especificações, conforme certificado de qualidade do fabricante, são apresentadas na tabela 4.

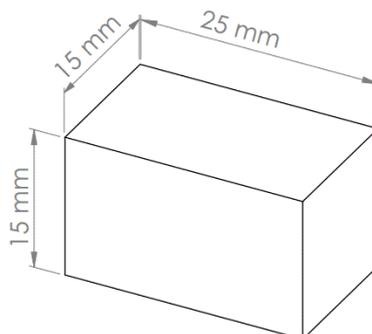
Tabela 4 – Especificações dos aços informadas pelo fabricante.

Aço similar ao D2 – 2379 (D2C)		Aço similar ao D6 – 2436 (D6C)	
Composição química		Composição química	
C (%)	1,560	C (%)	2,030
Cr (%)	11,400	Cr (%)	11,180
Mo (%)	0,760	Mn (%)	0,510
V (%)	0,950	W (%)	0,670
Dureza	213/223HB	Dureza	245HB

Fonte: certificado de qualidade do fabricante.

Foram preparados 12 corpos de prova do aço AISI D2 e 12 do aço AISI D6 para realização dos tratamentos térmicos e posterior caracterização da microestrutura e propriedades, além de 1 corpo de prova de cada aço para análise do estado inicial das amostras, totalizando 26 corpos de prova. As amostras foram cortadas no formato de paralelepípedos, com dimensões de aproximadamente 25 mm x 15 mm x 15 mm, conforme esquema da figura 13.

Figura 13 – Dimensões dos corpos de prova.

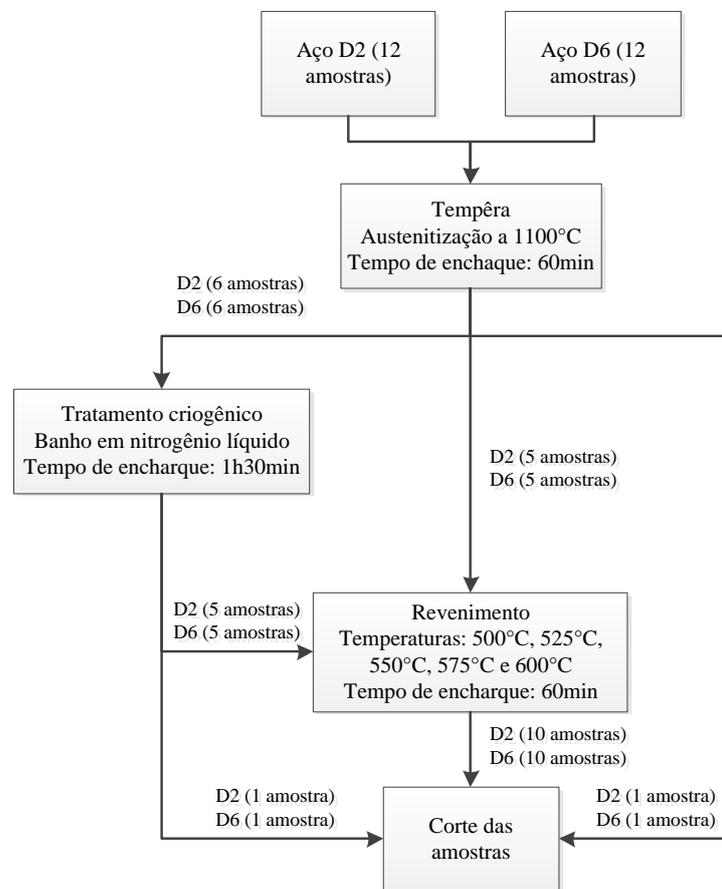


Fonte: Próprio autor.

4.3 Tratamentos Térmicos

A temperatura de austenitização utilizada foi de 1100°C nos dois aços. Foram realizados dois tipos de resfriamento: têmpera convencional em óleo e têmpera em óleo seguida de resfriamento criogênico. Após a têmpera foi realizado o revenimento em cinco temperaturas diferentes. A ordem e os parâmetros dos tratamentos térmicos realizados são descritos no fluxograma da figura 14.

Figura 14 – Sequência e parâmetros dos tratamentos térmicos realizados.



Fonte: Próprio autor.

O tratamento criogênico foi realizado antes do revenimento a fim de evitar a estabilização da austenita retida. Os tratamentos de têmpera e revenimento foram conduzidos em um forno elétrico tipo mufla, marca Analogica, modelo AN1222, exibido na figura 15.

Figura 15 – Forno elétrico utilizado nos tratamentos térmicos.



Fonte: Próprio autor.

O tempo entre a realização da têmpera em óleo e o tratamento criogênico foi de 24 horas em média. O tratamento criogênico consistiu no resfriamento das amostras da temperatura ambiente até -196°C por meio de banho em 1,5 L de nitrogênio líquido. As amostras foram submergidas em um recipiente fechado contendo o gás liquefeito, conforme figura 16-B, e retiradas após o tempo de encharque pré-definido para retorno à temperatura ambiente.

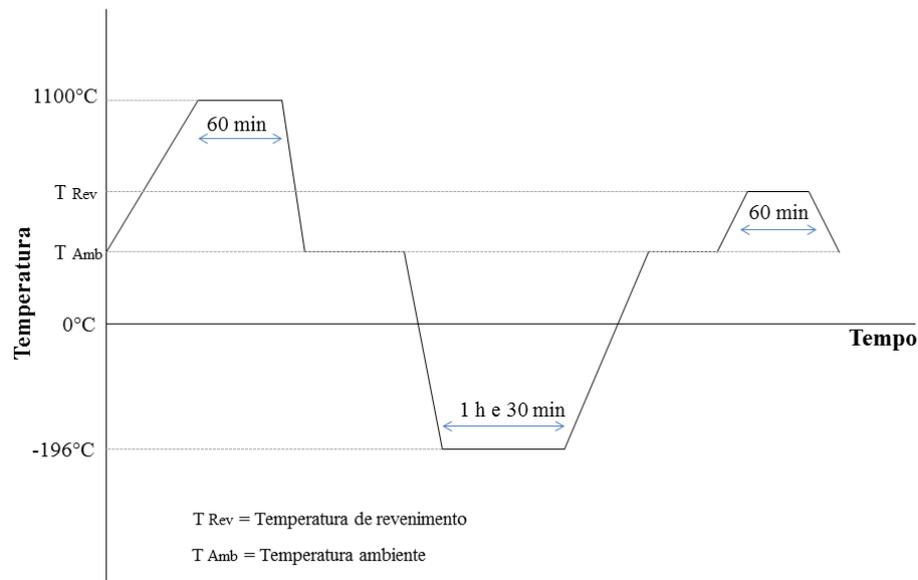
Figura 16 – Tratamento criogênico.



A – Galão de nitrogênio líquido;
B – Recipiente onde as amostras foram submergidas;
C – Retorno das amostras à temperatura ambiente.
Fonte: Próprio autor.

O gráfico da figura 17 representa o ciclo térmico ao qual as amostras foram submetidas. Foram utilizadas 5 diferentes temperaturas de revenimento, com o objetivo de identificar o pico de dureza que caracteriza o endurecimento secundário.

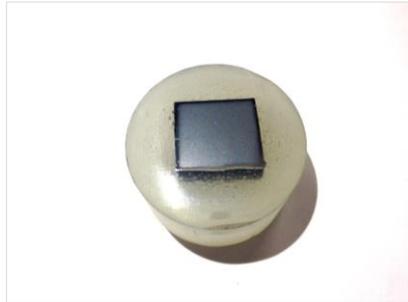
Figura 17 – Ciclo de tratamentos térmicos realizados.



Fonte: Próprio autor.

Após a realização de todos os tratamentos térmicos, as amostras foram cortadas ao meio para que as análises metalográficas fossem realizadas na seção transversal. Tal procedimento é importante para que os efeitos da descarbonetação sejam desconsiderados. A descarbonetação é um fenômeno que pode ocorrer durante o tratamento térmico de aços e caracteriza-se pela perda de carbono na superfície do material. Tal fenômeno acontece, dentre outros motivos, devido ao elevado teor de carbono dos aços estudados e à alta temperatura utilizada para a austenitização, que favorece a difusão dos átomos de carbono da superfície do material para a atmosfera do forno. Uma amostra submetida à preparação metalográfica é mostrada na figura 18, nela pode-se observar a evidência de descarbonetação: a região das extremidades não é atacada pelo reagente químico.

Figura 18 – Amostra de aço AISI D2 embutida após ataque químico com Nital 3% evidenciando a descarbonetação.



Fonte: Próprio autor.

Os cortes foram feitos com o auxílio de uma cortadora metalográfica Arotec, modelo Arocor 80, mostrada na figura 19.

Figura 19 – Cortadora metalográfica utilizada para corte das amostras.



Fonte: Próprio autor.

4.4 Caracterização Microestrutural

A caracterização dos materiais foi conduzida por meio de análises metalográficas e difração de raios-X (DRX). As análises microestruturais foram realizadas com o objetivo de verificar a ocorrência de transformação martensítica com a têmpera, precipitação de carbonetos secundários no revenimento bem como a distribuição desses carbonetos na matriz, e avaliar se o tratamento criogênico de fato reduziu a quantidade de austenita retida nos aços.

A preparação metalográfica foi feita de maneira convencional: embutimento das amostras em acrílico autopolimerizante, lixamento em uma sequência de lixas de 120, 240,

320, 400 e 600 *mesh*, polimento com pasta de diamante com tamanhos de partícula de 9 μm e 3 μm , e ataque químico com reagente Nital 3%.

Para a captura das imagens foi utilizada uma câmera digital acoplada à lente de um microscópio óptico, e conectada a um computador, conforme figura 20. O microscópio óptico utilizado é da marca Kontrol.

Figura 20 – Microscópio Óptico e computador utilizado para captura das imagens.



Fonte: Próprio autor.

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi conduzida em um microscópio eletrônico Shimadzu, modelo SSX-150, mostrado na figura 21.

Figura 21 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

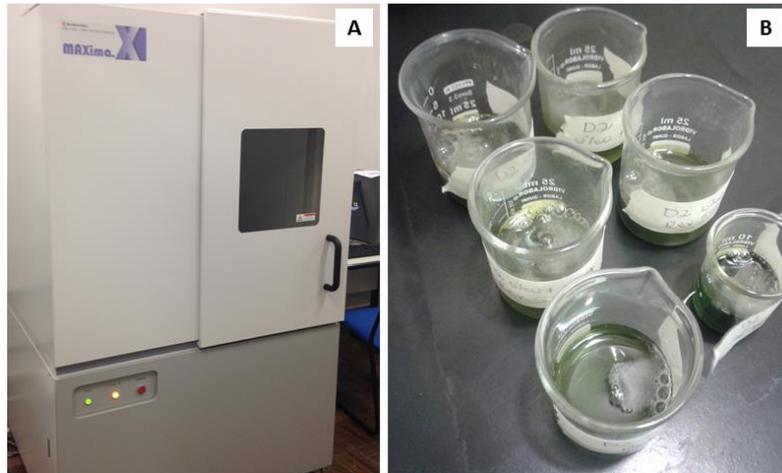


Fonte: Próprio autor.

A difração de raios-X foi feita com o auxílio de um difratômetro Shimadzu, modelo 700, com ângulo de varredura de 10° a 120°. O preparo das amostras consistiu em decapagem

em banho de ácido clorídrico concentrado por 2 horas, de forma retirar os efeitos da operação de corte das amostras. Na figura 22 estão representados o equipamento utilizado para análise (A) e amostras durante decapagem (B).

Figura 22 – Difratoimetria de raios-X.



A – Difratorômetro Shimadzu;
B – Decapagem das amostras.
Fonte: Próprio autor.

4.5 Ensaio de Dureza

Para avaliação da dureza das amostras, foi utilizado um microdurômetro Vickers da marca Shimadzu modelo HMV 2T E, mostrado na figura 23.

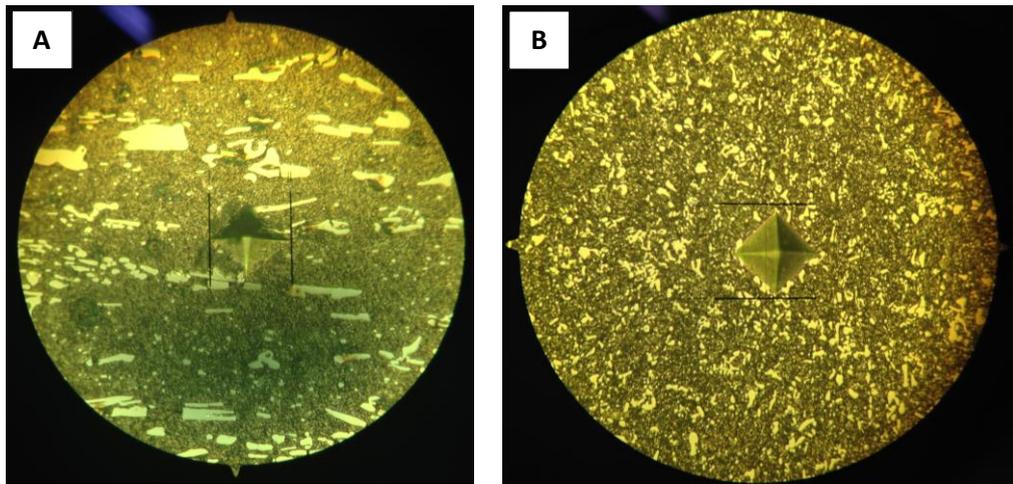
Figura 23 – Microdurômetro Vickers utilizado para medição de dureza das amostras.



Fonte: Próprio autor.

As medições foram realizadas nas mesmas amostras preparadas para metalografia. Os ensaios foram feitos utilizando uma carga de 2 kg no penetrador e um tempo de indentação de 15 s. A carga de 2 kg permitiu uma impressão maior, abrangendo uma região que representa o material como um todo. A figura 24 mostra a impressão nos aços AISI D2 e AISI D6. Foram realizadas 10 medições em cada amostra, sendo excluídos os 4 valores extremos. Posteriormente foram calculados os valores médios e o desvio padrão.

Figura 24 – Impressões de dureza Vickers.



A – Aço AISI D2; B – Aço AISI D6.
Fonte: Próprio autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização dos Materiais no Estado Inicial

Com o intuito de caracterizar os aços estudados no estado inicial e verificar as mudanças ocorridas na microestrutura e propriedades mecânicas após os tratamentos térmicos, foram realizados ensaios de microdureza Vickers e microscopia óptica de amostras dos aços AISI D2 e D6 conforme recebidos.

5.1.1 Dureza no estado inicial

A tabela 5 apresenta os valores de dureza encontrados para os aços AISI D2 e AISI D6 no estado inicial, bem como a média dos valores e o desvio padrão. O aço AISI D2 apresentou dureza inicial de 218 ± 10 HV2 e o aço D6 254 ± 8 HV2. Os valores estão de acordo com as informações fornecidas pelo fabricante, que indicou uma dureza de 213 HB e 245 HB para os aços AISI D2 e D6, respectivamente. Na conversão da escala Brinell para a escala Vickers, os valores são aproximadamente 222 HV e 254 HV. Verifica-se que no estado inicial, o aço AISI D6 apresenta valor de dureza ligeiramente superior ao aço AISI D2.

Tabela 5 – Valores de dureza Vickers para as amostras dos aços AISI D2 e D6 no estado inicial.

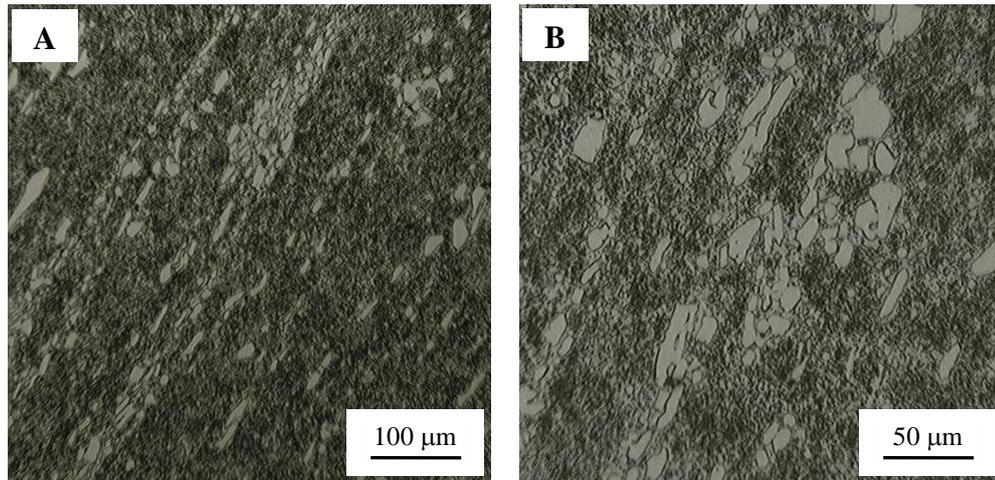
AISI D2		AISI D6	
Dureza Vickers HV2		Dureza Vickers HV2	
213	227	241	248
224	223	262	257
201	222	259	259
μ (média)	218	μ (média)	254
σ (desvio padrão)	9,71	σ (desvio padrão)	8,09

Fonte: Próprio autor.

5.1.2 Microscopia óptica

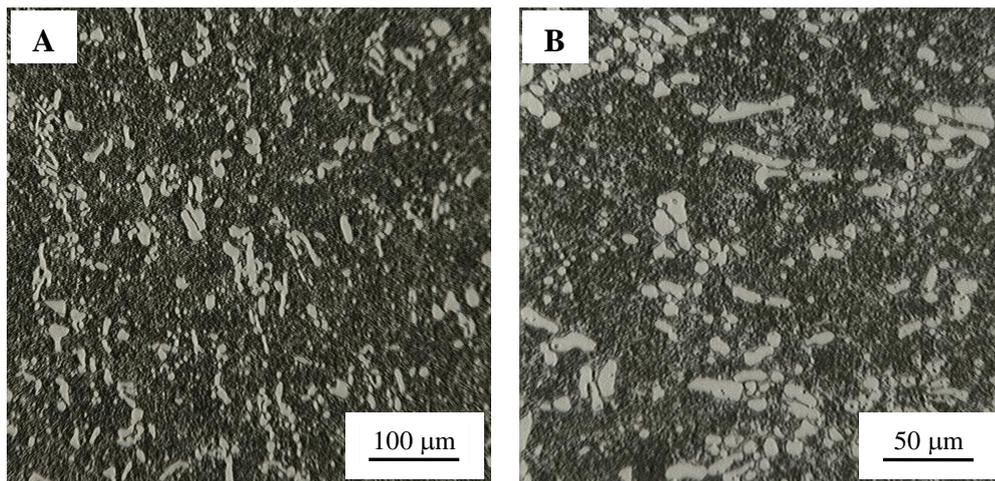
As figuras 25 e 26 apresentam, respectivamente, as fotomicrografias dos aços AISI D2 e AISI D6 no estado inicial.

Figura 25 – Fotomicrografias do aço AISI D2 no estado inicial.



Fonte: Próprio autor.

Figura 26 – Fotomicrografia do aço AISI D6 no estado inicial.



Fonte: Próprio autor.

Analisando a figura 26, observa-se que a microestrutura inicial do aço AISI D2 é composta por uma matriz constituída de ferrita e carbonetos, alguns com morfologia globular e alongada e outros finamente dispersos (cuja visualização nas imagens, devido à ampliação, não permite a observação com nitidez). A microestrutura do aço AISI D6 se assemelha ao aço AISI D2, porém com carbonetos globulares dispersos na matriz de maneira um pouco mais isolada. Percebe-se que a distribuição destes na matriz é mais homogênea quando comparados aos carbonetos presentes do aço AISI D2.

5.2 Caracterização dos Materiais após Tratamentos Térmicos

5.2.1 Dureza

A tabela 6 apresenta os valores médios de dureza encontrados nas amostras de aço AISI D2 para os dois meios de resfriamento utilizados na têmpera e para as cinco temperaturas de revenimento.

Tabela 6 – Média dos valores de dureza Vickers para as amostras do aço AISI D2 após tratamentos térmicos.

Dureza Vickers HV2 – AISI D2		
Parâmetros	Têmpera em óleo	Têmpera em óleo + Resfriamento criogênico
Sem Revenimento	659 ± 21	695 ± 11
Revenimento a 500°C/1h	691 ± 10	718 ± 17
Revenimento a 525°C/1h	681 ± 9	700 ± 9
Revenimento a 550°C/1h	730 ± 10	689 ± 14
Revenimento a 575°C/1h	721 ± 16	608 ± 9
Revenimento a 600°C/1h	683 ± 14	553 ± 14

Fonte: Próprio autor.

Os valores de desvio padrão das medições variaram de 9 a 21. Estes valores foram considerados razoáveis, uma vez que Nanesa e Jahasi (2015) encontraram um desvio padrão de 15 nas medições de dureza Vickers de amostras de aço AISI D2 submetidas a tratamento criogênico.

Considerando inicialmente o aço não revenido, observa-se que a realização do tratamento criogênico levou a uma elevação no valor médio de dureza do material comparado ao aço apenas temperado em óleo. Acredita-se que esse comportamento está relacionado ao fato de que com o resfriamento a temperaturas inferiores a 0°C, mais austenita foi transformada em martensita, levando a níveis de dureza médios do aço mais elevados.

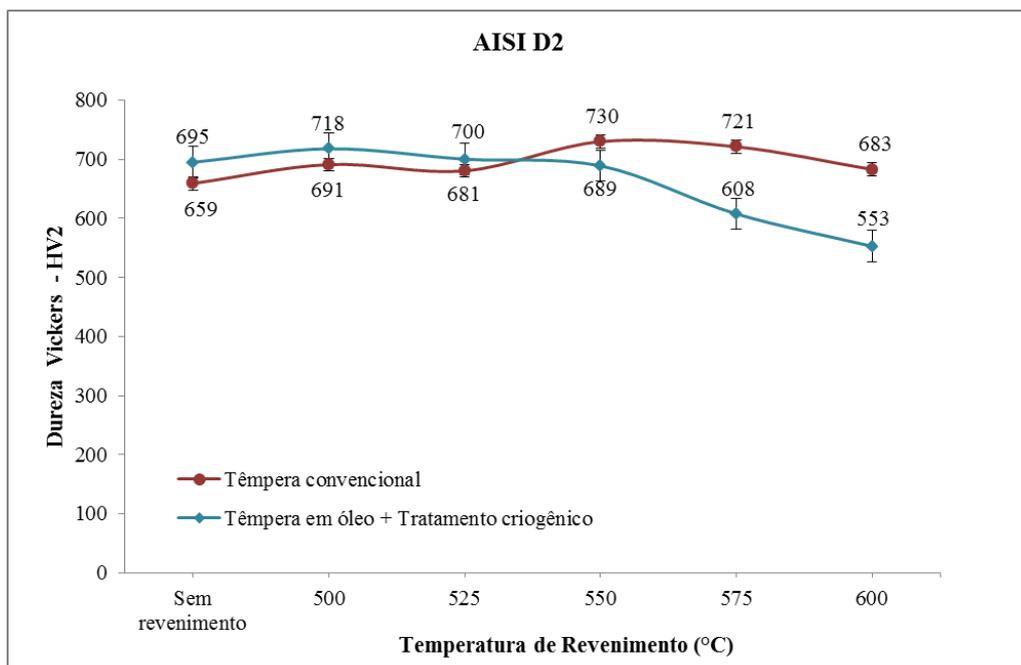
Verifica-se, nas amostras temperadas convencionalmente, que a dureza do aço aumentou com o aumento a temperatura de revenimento. Isso ocorre possivelmente devido à precipitação de carbonetos secundários, formados pelo carbono intersticial e elementos de liga substitucionais provenientes dos carbonetos primários que foram solubilizados durante a

austenitização. Um valor máximo de dureza foi identificado na temperatura de revenimento de 550°C, caracterizando a ocorrência de endurecimento secundário.

O comportamento das amostras submetidas ao resfriamento criogênico apresentou diferenças. Não foi identificado pico de endurecimento secundário dentro da faixa de temperaturas de revenimento utilizada. A dureza média aumentou após o revenimento a 500°C e a 525°C. Entretanto após essa última temperatura, os resultados ficaram inferiores ao do aço não revenido.

No gráfico da figura 27 é mostrada a relação dureza x condição de revenimento para os dois meios de resfriamento utilizados. Nele é possível identificar visualmente a ocorrência de endurecimento secundário, ainda que relativamente discreto, para o material temperado em óleo e revenido. Acredita-se que o motivo do pico relativo ao endurecimento secundário não estar associado a uma diferença elevada de dureza em relação às demais temperaturas é que a temperatura de aquecimento ou o tempo de encharque na têmpera podem não ter sido elevados o suficiente para uma dissolução mais acentuada de carbonetos primários. Nesse caso, esse fenômeno faria com que não houvesse elementos de liga em solução sólida em quantidade suficiente para promover uma precipitação mais intensa, como é o caso do endurecimento secundário.

Figura 27 –Dureza Vickers em função da temperatura de revenimento - aço AISI D2.



Fonte: Próprio autor.

Na tabela 7 e na figura 28 são apresentados, respectivamente, os valores médios de dureza encontrados nas amostras de aço AISI D6, e a relação dureza x condição de revenimento para os dois meios de resfriamento utilizados.

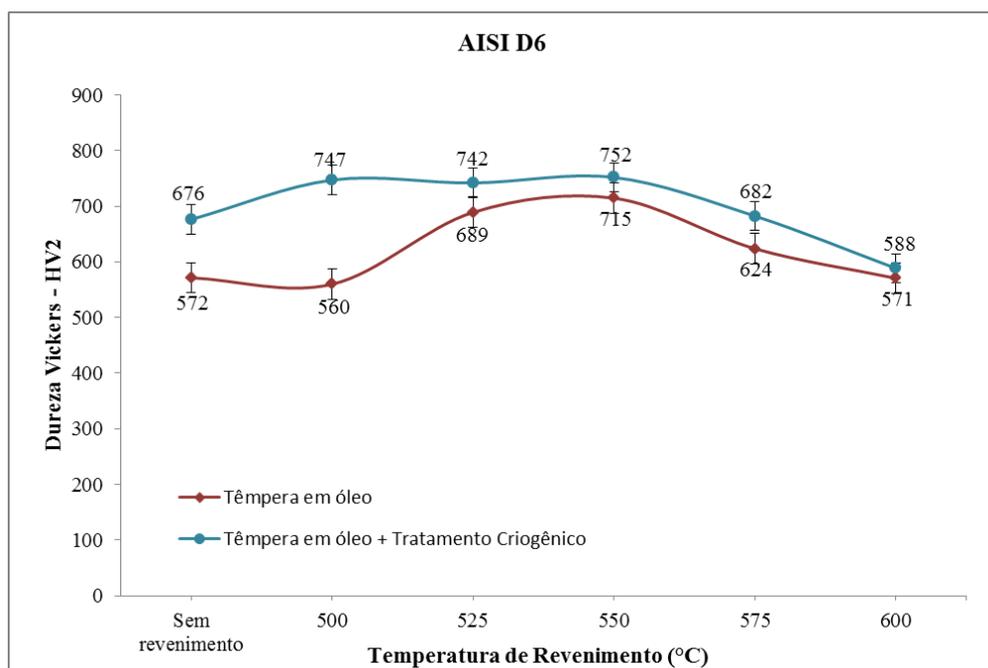
Similarmente ao que foi verificado no aço AISI D2, verifica-se que no aço AISI D6 a dureza aumentou com o emprego do resfriamento criogênico. Tal fato, entretanto, é observado tanto no aço não revenido como nos aços revenidos nas cinco temperaturas, como mostra o gráfico da figura 28.

Tabela 7 – Média dos valores de dureza Vickers para as amostras dos aços AISI D6 após tratamentos térmicos.

Dureza Vickers HV2 – AISI D6		
Parâmetros	Têmpera em óleo	Têmpera em óleo + Resfriamento criogênico
Sem Revenimento	572 ± 18	676 ± 17
Revenimento a 500°C/1h	560 ± 15	747 ± 4
Revenimento a 525°C/1h	689 ± 9	742 ± 14
Revenimento a 550°C/1h	715 ± 5	752 ± 19
Revenimento a 575°C/1h	624 ± 18	682 ± 10
Revenimento a 600°C/1h	571 ± 7	588 ± 5

Fonte: Próprio autor.

Figura 28 – Dureza Vickers em função da temperatura de revenimento - aço AISI D6.



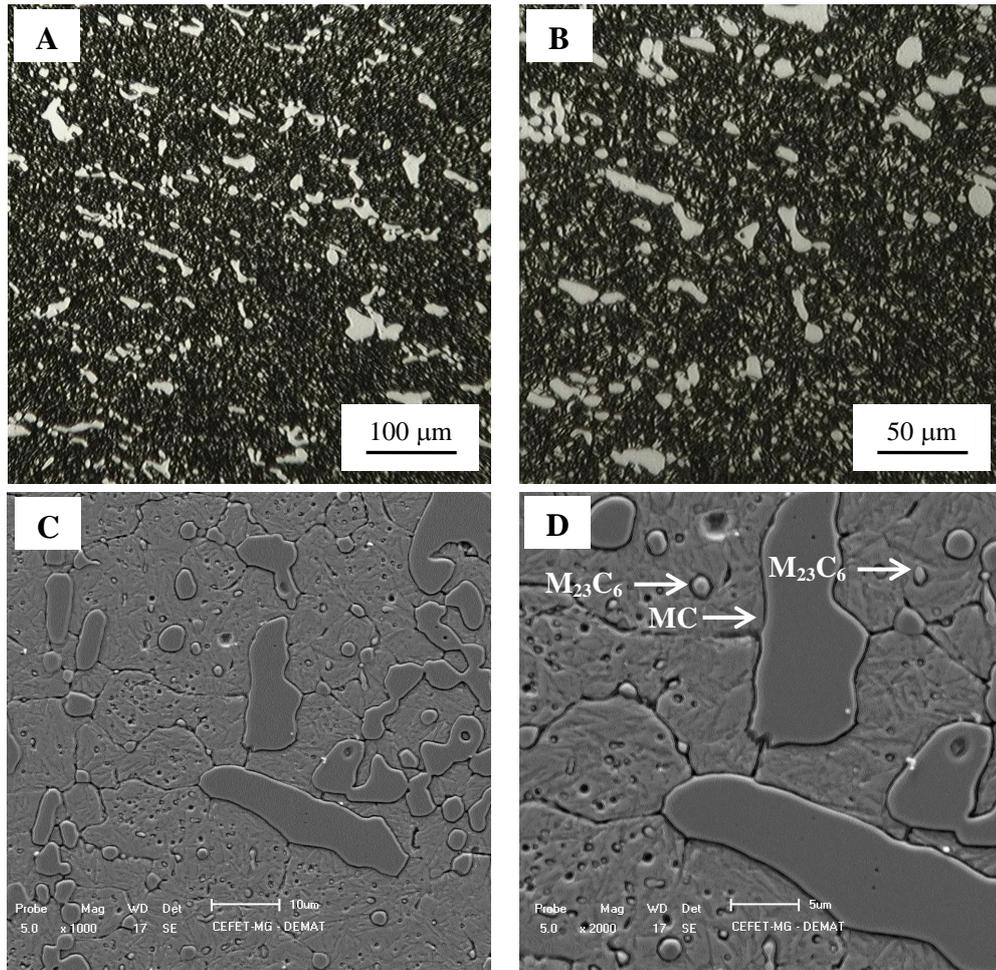
Fonte: Próprio autor.

Nas amostras temperadas convencionalmente, observa-se um pico de dureza na temperatura de revenimento de 550°C, caracterizando a ocorrência do endurecimento secundário. Esse pico foi mais acentuado que aquele observado no aço AISI D2, sugerindo que a temperatura e o tempo de tratamento empregados possivelmente foram mais adequados em termos de dissolução de carbonetos para o aço AISI D6. Novamente não foi observado endurecimento secundário nas amostras submetidas à criogenia dentro da faixa de temperaturas de revenimento empregada. Acredita-se que, nesse caso, tanto para o aço AISI D2 quanto para o aço AISI D6, a inexistência do fenômeno de endurecimento secundário está associada ao fato de que mais martensita foi transformada a partir da austenita. Nesse contexto, deve-se considerar que a elevação de dureza relativa ao endurecimento secundário se dá tanto pela formação de carbonetos duros e finamente dispersos em uma determinada temperatura, como pela ocorrência de transformação martensítica no resfriamento do revenimento, uma vez que a austenita ao ter também a precipitação de carbonetos nesse tratamento, fica com um teor de carbono inferior e, com isso, tem-se uma elevação da temperatura de fim da transformação martensítica. Dessa forma, após o tratamento criogênico, menos austenita estava disponível para a transformação durante o revenimento.

5.2.2 Caracterização microestrutural

As figuras 29 a 52 apresentam as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) dos aços AISI D2 e AISI D6. As imagens obtidas em MEV foram apresentadas somente em três condições: sem revenimento, na temperatura de revenimento onde observou-se o pico de endurecimento secundário e em uma temperatura de revenimento anterior ao pico. As imagens foram capturadas com o objetivo de identificar a presença de martensita e carbonetos. Os carbonetos podem ser identificados e diferenciados conforme sua morfologia. Vitry *et al* (2011) fez uma associação da morfologia apresentada pelos carbonetos geralmente presentes em aços ferramenta com o seu tipo e localização preferencial. Esta relação é apresentada na tabela 8.

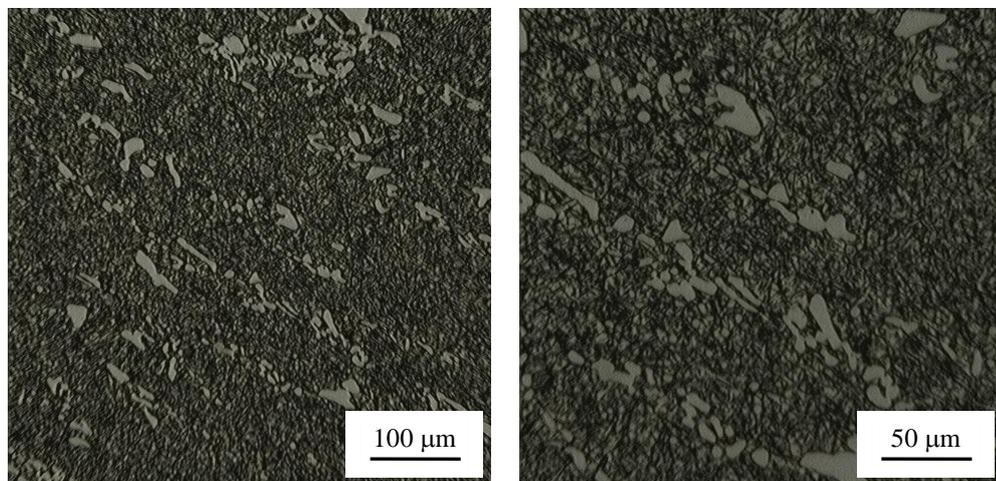
Figura 29 – Fotomicrografias (MO e MEV) de aço AISI D2 após têmpera convencional.



A e B – Microscopia óptica;
C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.

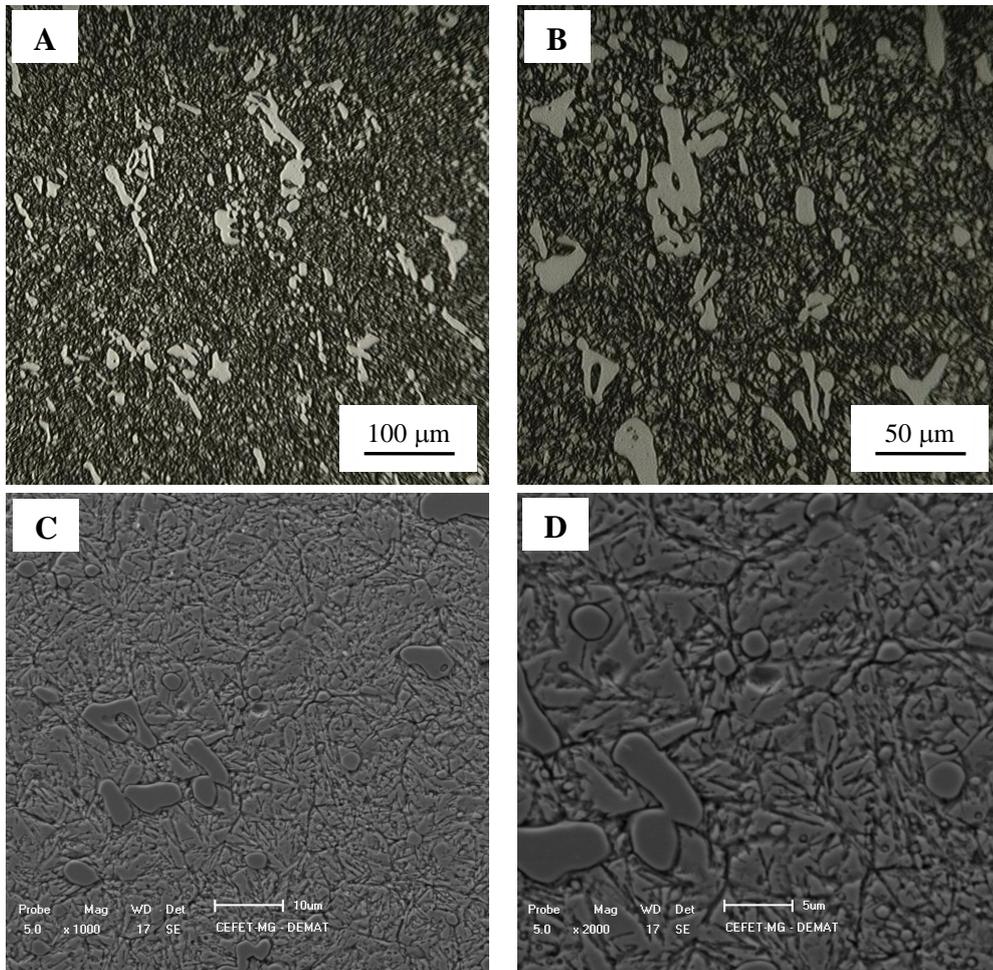
Fonte: Próprio autor.

Figura 30 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 500°C.



Fonte: Próprio autor.

Figura 31 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 525°C.

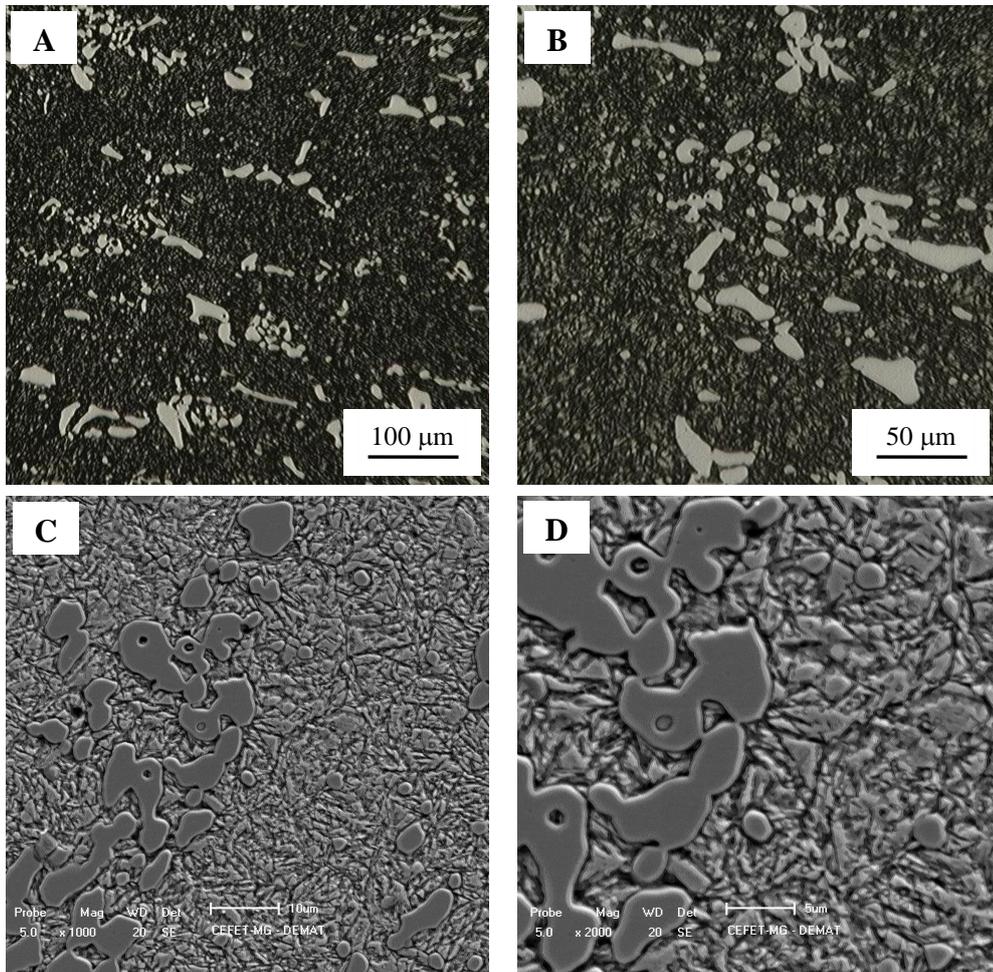


A e B – Microscopia óptica;

C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.

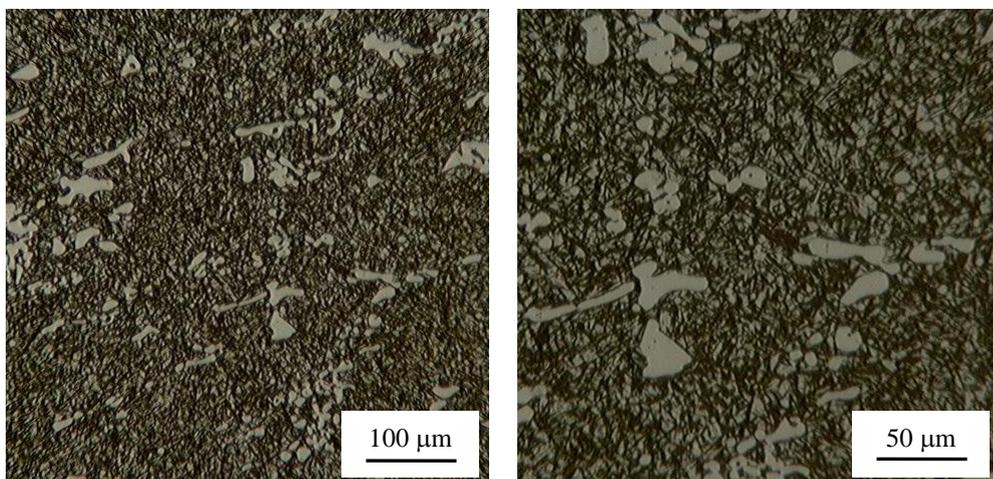
Fonte: Próprio autor.

Figura 32 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 550°C.



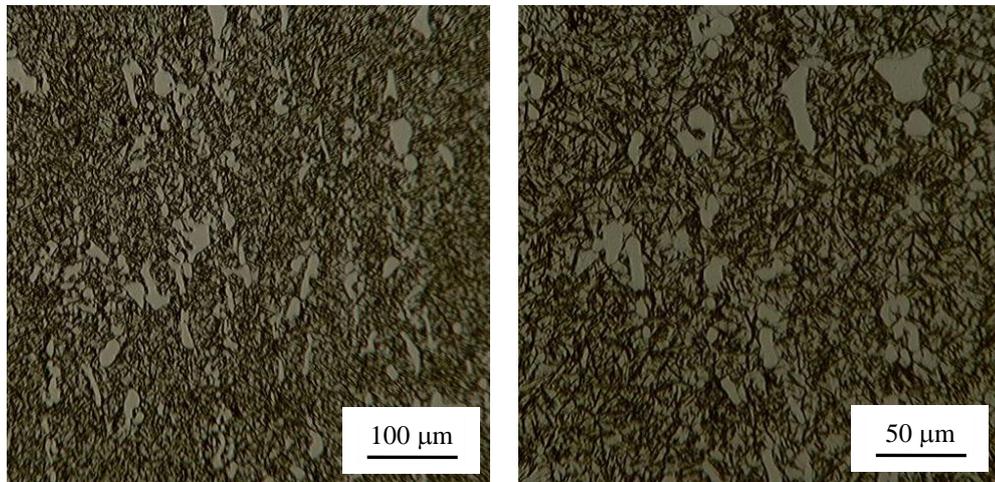
A e B – Microscopia óptica;
 C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.
 Fonte: Próprio autor.

Figura 33 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 575°C.



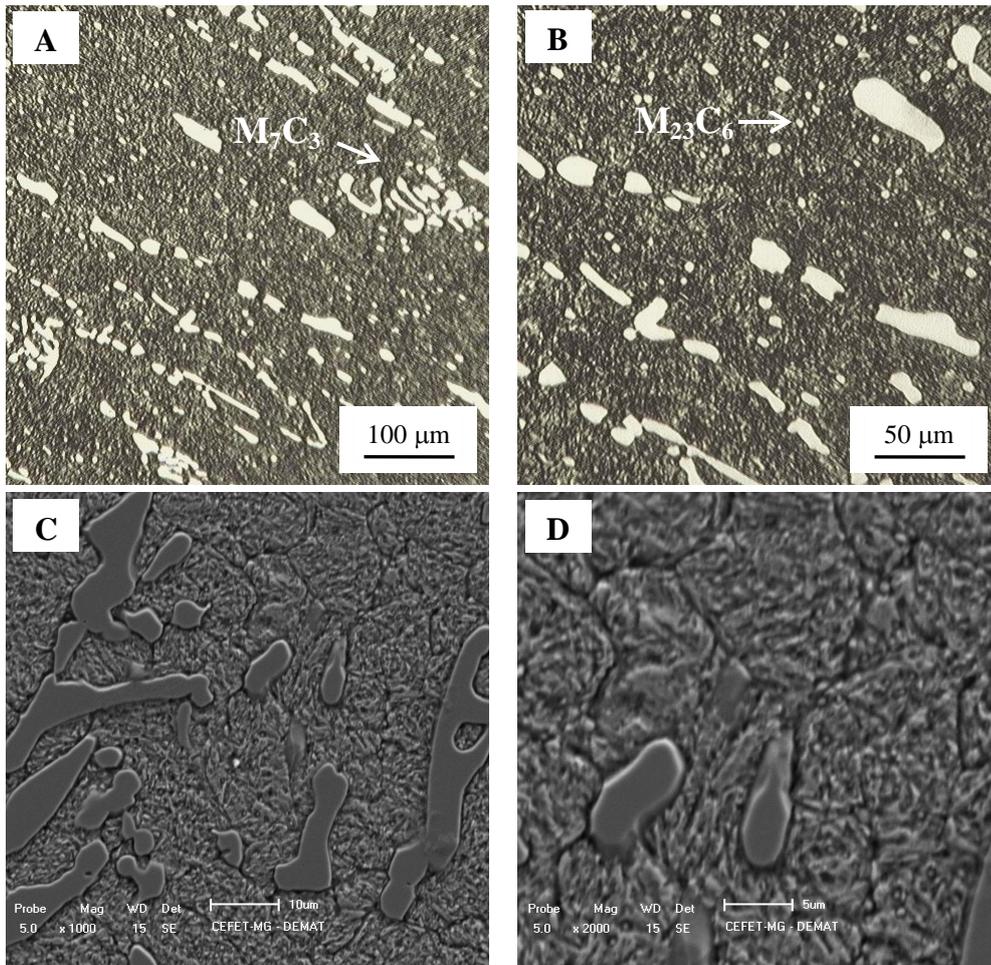
Fonte: Próprio autor.

Figura 34 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 600°C.



Fonte: Próprio autor.

Figura 35 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional.

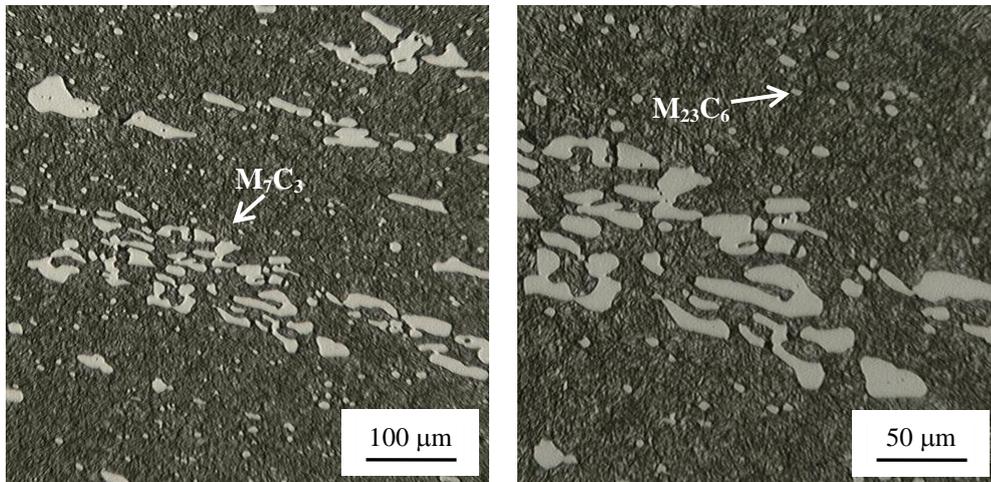


A e B – Microscopia óptica;

C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.

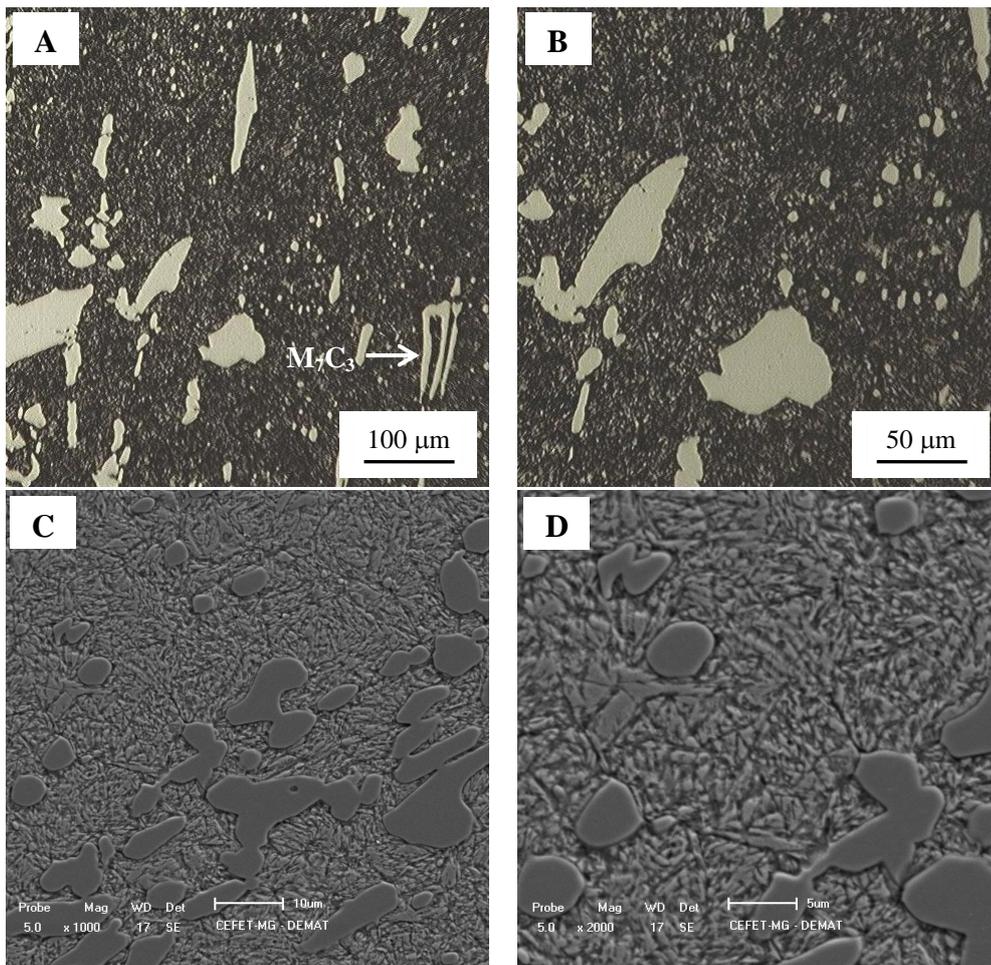
Fonte: Próprio autor.

Figura 36 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à tempera convencional e revenimento a 500°C.



Fonte: Próprio autor.

Figura 37 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à tempera convencional e revenimento a 525°C.

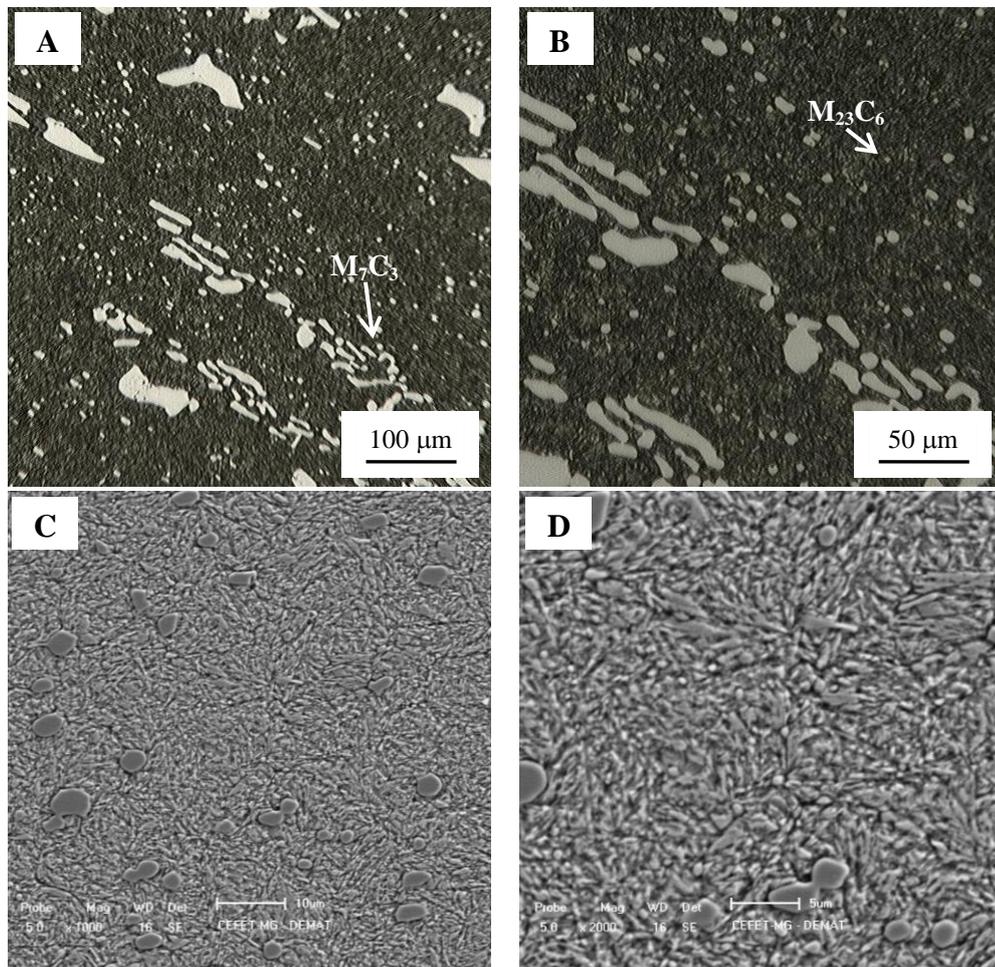


A e B – Microscopia óptica;

C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.

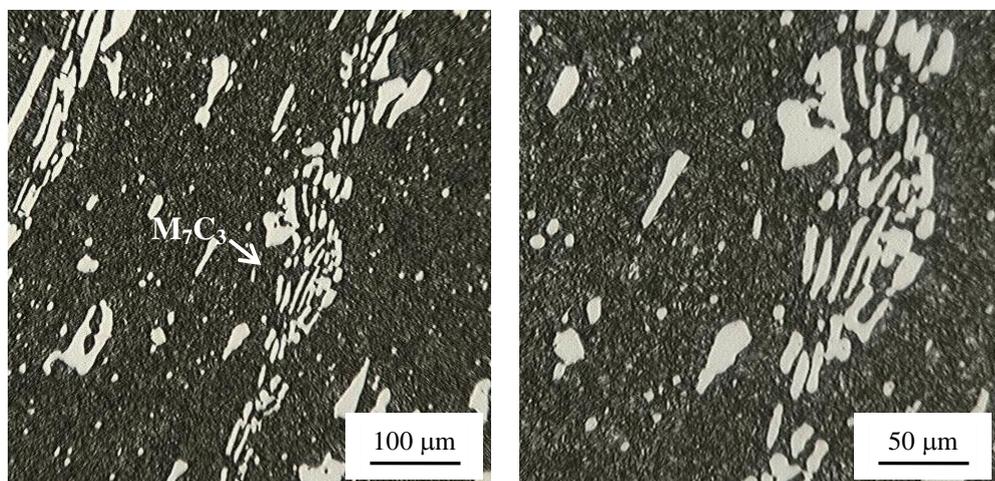
Fonte: Próprio autor.

Figura 38 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 550°C.



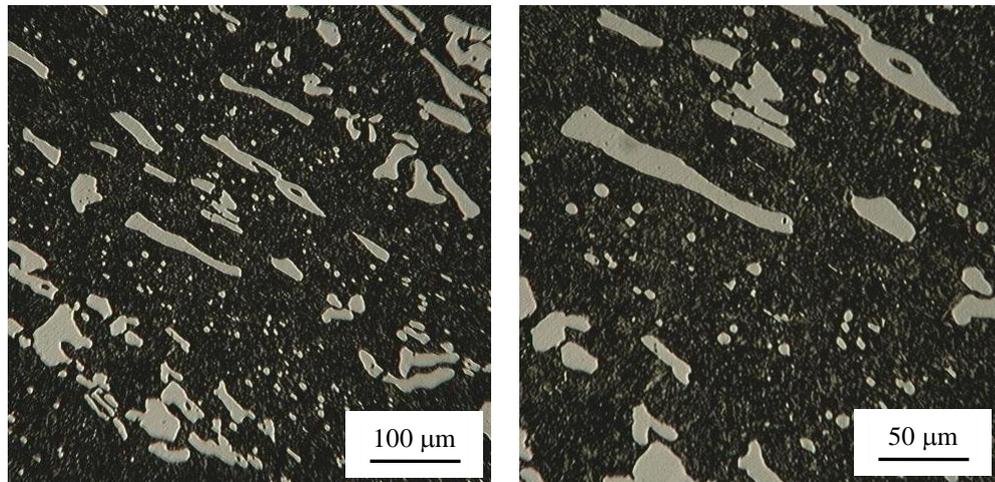
A e B – Microscopia óptica;
C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.
Fonte: Próprio autor.

Figura 39 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 575°C.



Fonte: Próprio autor.

Figura 40 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 600°C.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 8 – Morfologia e localização preferencial dos carbonetos encontrados em aços ferramenta.

Tipo de Carboneto	Morfologia	Localização preferencial
MC		Globulares, isolados ou associados Nos centros ou contornos de grãos (associados ao M_7C_3)
M_7C_3		Lamelas grossas em formato de escama de peixe Regiões de resfriamento intenso (5 mm da superfície)
$M_{23}C_6$		Pequenos glóbulos isolados Distribuídos homogeneamente na matriz

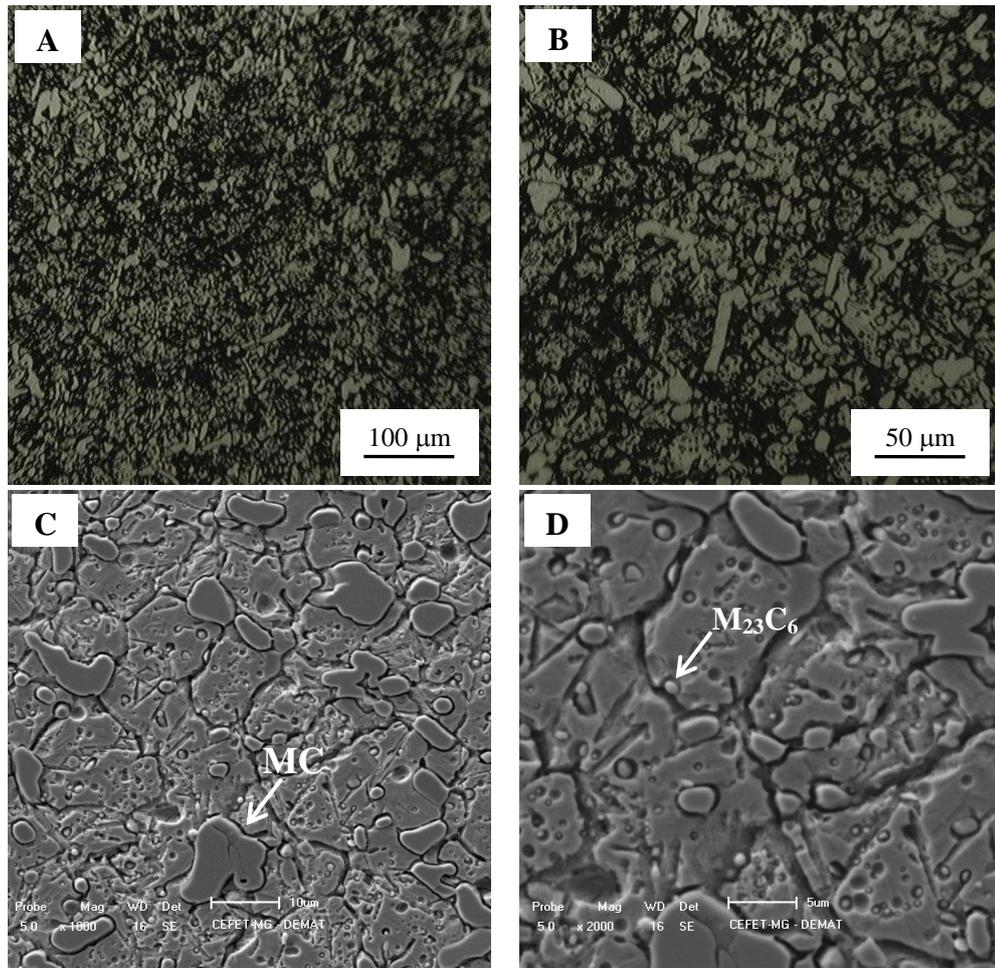
Fonte: VITRY *et al*, 2011 (adaptado).

Em geral, nas micrografias do aço AISI D2, observou-se uma matriz martensítica com carbonetos dos tipos MC e $M_{23}C_6$ dispersos na matriz. Verifica-se que os carbonetos do tipo MC localizam-se de fato no centro ou nos contornos de grão da austenita parente, como mostra a figura 29-C e 29-D. Foi observada também a presença de carbonetos do tipo M_7C_3 , principalmente nas amostras submetidas ao tratamento criogênico, o que é esperado, uma vez que, de acordo com Vitry *et al* (2011), esse tipo de carboneto surge preferencialmente em regiões submetidas a resfriamento intenso.

Os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ de morfologia pequena e globular apresentam-se com melhor distribuição nas amostras submetidas ao tratamento criogênico e posterior revenimento. Tal observação condiz com o que afirma Amini *et al* (2010) em seu artigo. Segundo os autores, o resfriamento criogênico facilita a precipitação de carbonetos em maior proporção e melhor dispersos na matriz. Isso ocorre devido à contração da estrutura cristalina do metal durante o tratamento criogênico, promovendo a difusão dos átomos de carbono para as discordâncias ou descontinuidades vizinhas. Devido à diferença na expansão térmica da austenita e da martensita que ocorre durante o tratamento criogênico, é comum o surgimento de novas discordâncias, que são locais favoráveis à segregação de átomos de carbono. Durante um revenimento subsequente, esses átomos de carbono formam então novos carbonetos com uma distribuição mais homogênea.

As figuras 41 a 52, a seguir, apresentam as fotomicrografias do aço AISI D6. A microestrutura observada no aço AISI D6 é similar àquela observada no aço AISI D2, uma matriz constituída de martensita e carbonetos dispersos na matriz de forma associada ou isolada. Analisando a morfologia dos carbonetos, verifica-se a presença dos carbonetos globulares grandes do tipo MC, e os carbonetos globulares pequenos do tipo $M_{23}C_6$, sendo estes mais bem distribuídos na matriz. Não é possível afirmar, por meio da observação das imagens, que os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ apresentam maior quantidade nas amostras submetidas à criogenia, como foi observado no aço AISI D2. Entretanto, os valores de dureza no aço AISI D6 foram mais elevados nas amostras que passaram por resfriamento criogênico. É possível que, nesse caso, o aumento na dureza seja resultado da transformação da austenita retida em martensita que ocorre durante o tratamento criogênico.

Figura 41 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 após têmpera convencional.

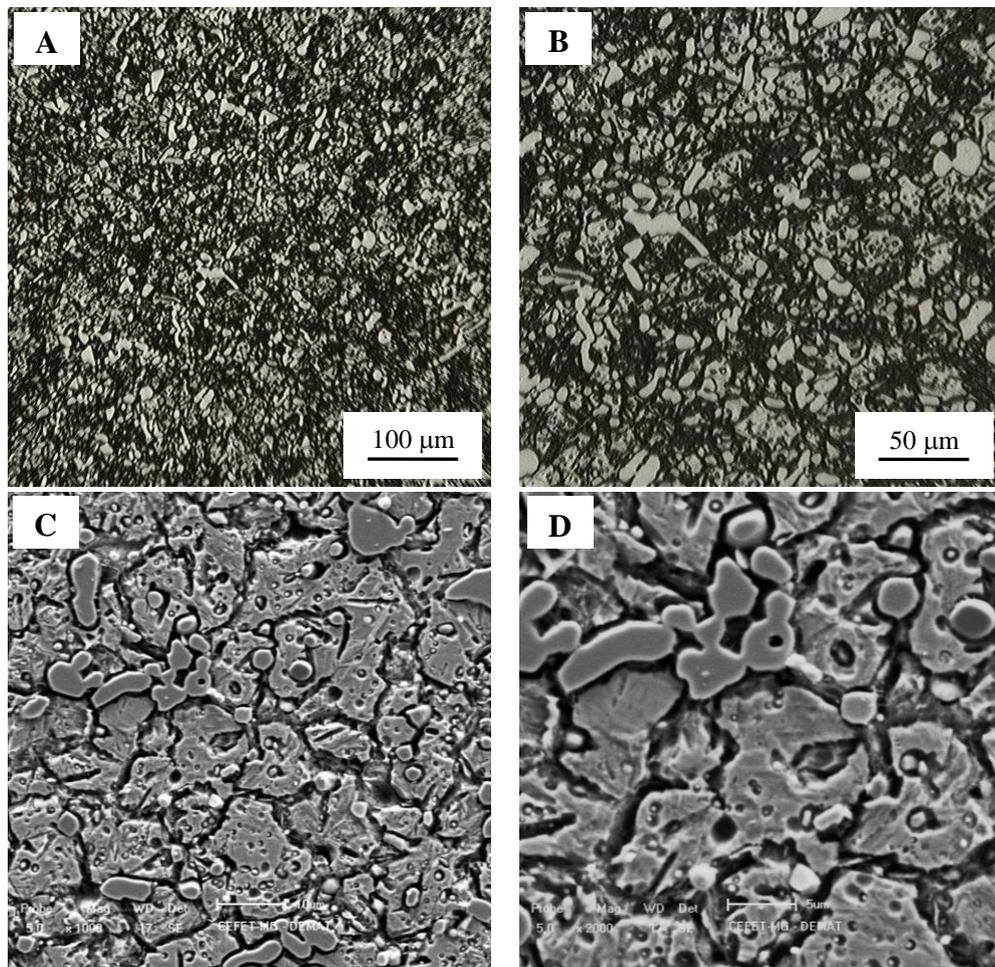


A e B – Microscopia óptica;

C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.

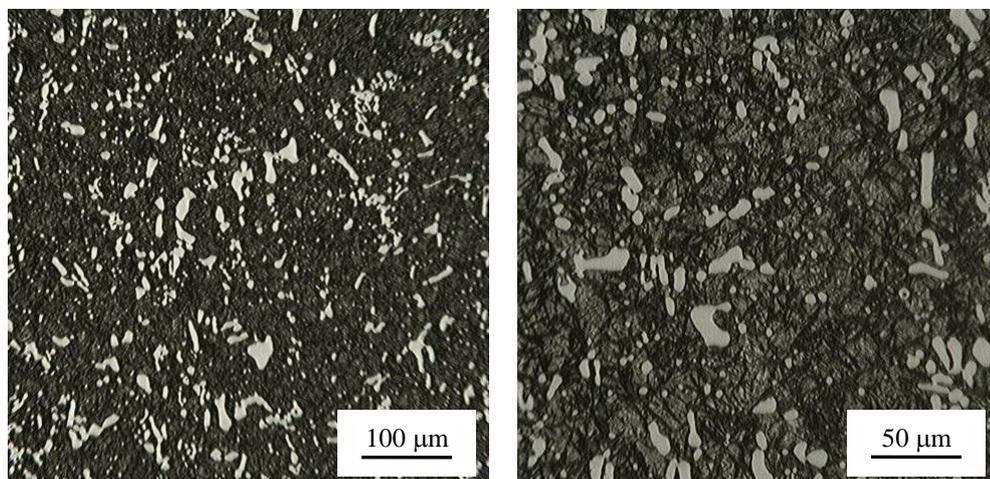
Fonte: Próprio autor.

Figura 42 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 500°C.



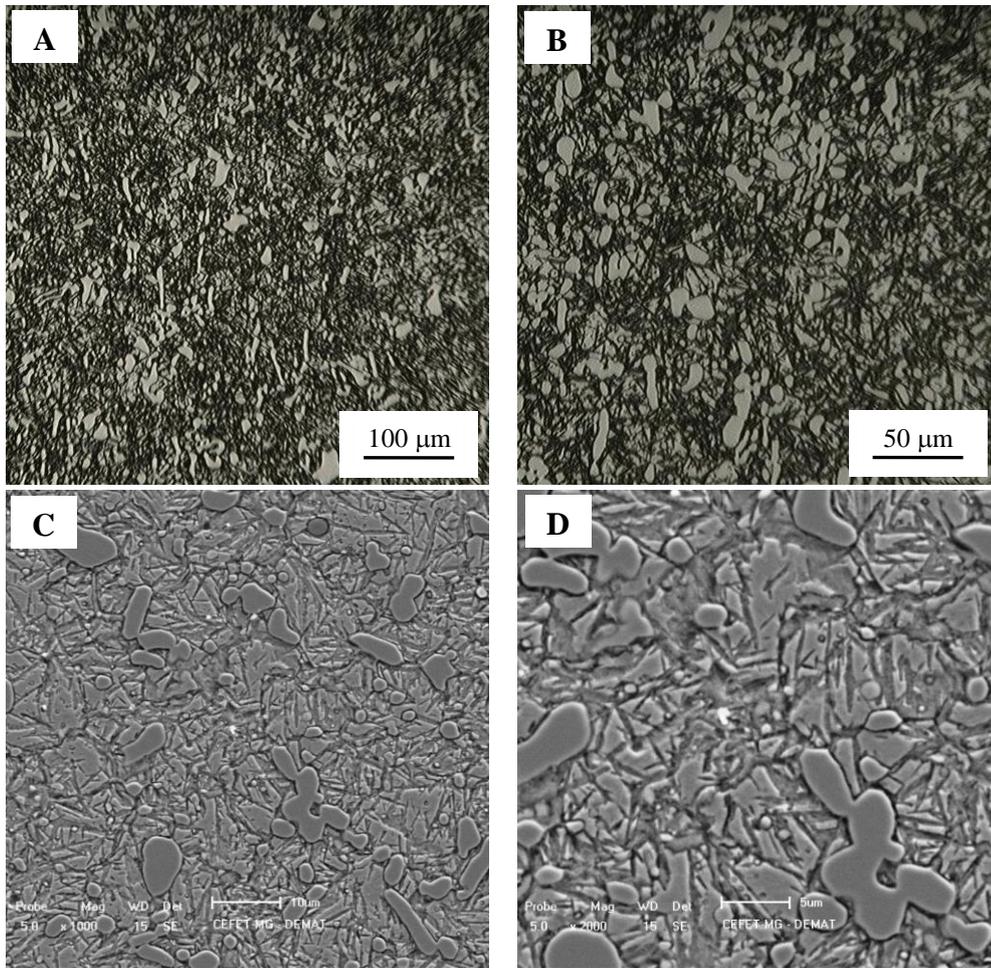
A e B – Microscopia óptica;
C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.
Fonte: Próprio autor.

Figura 43 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 525°C.



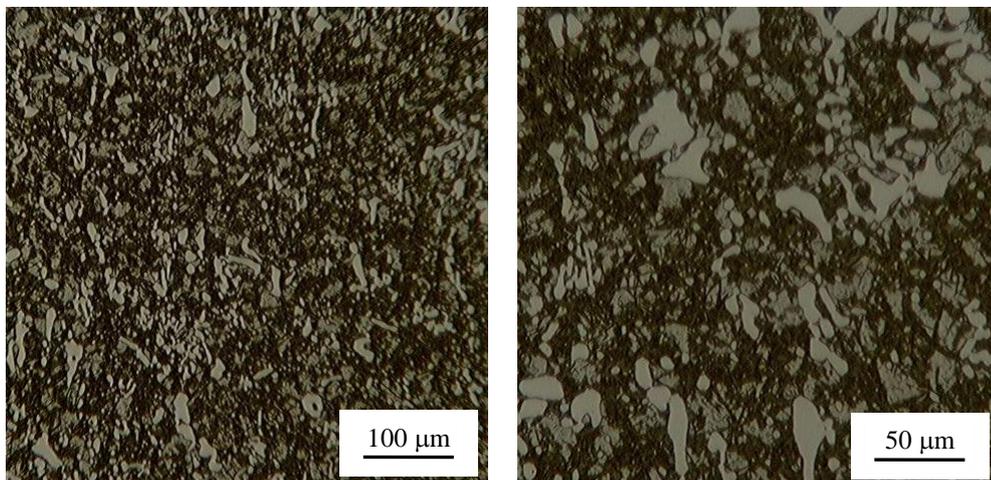
Fonte: Próprio autor.

Figura 44 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 550°C.



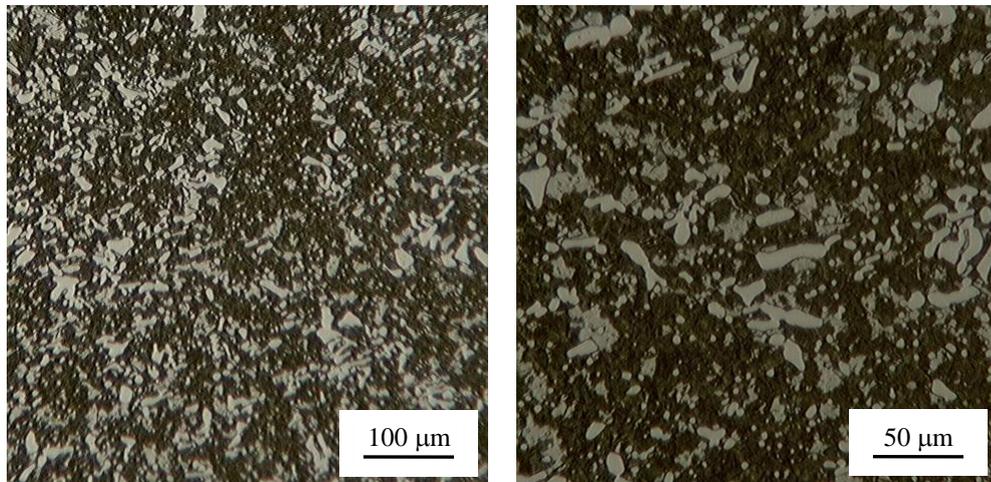
A e B – Microscopia óptica;
 C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.
 Fonte: Próprio autor.

Figura 45 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 575°C.



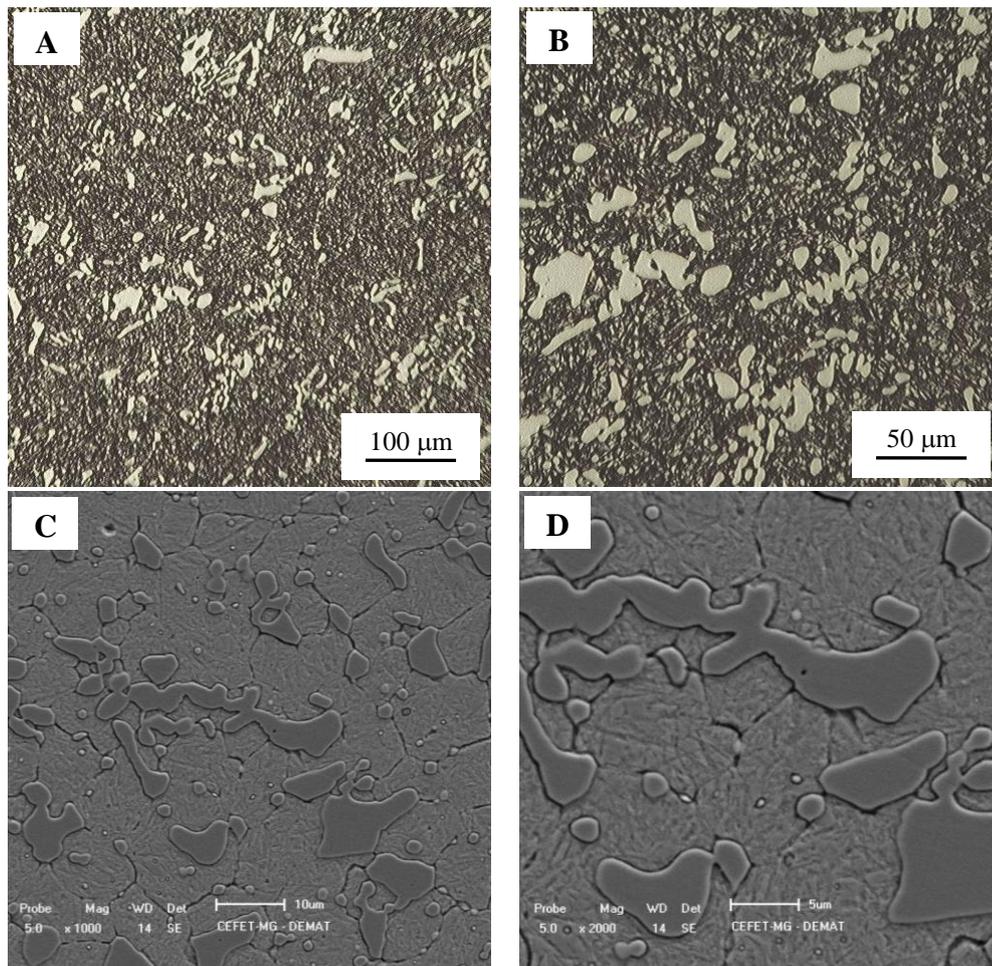
Fonte: Próprio autor.

Figura 46 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 600°C.



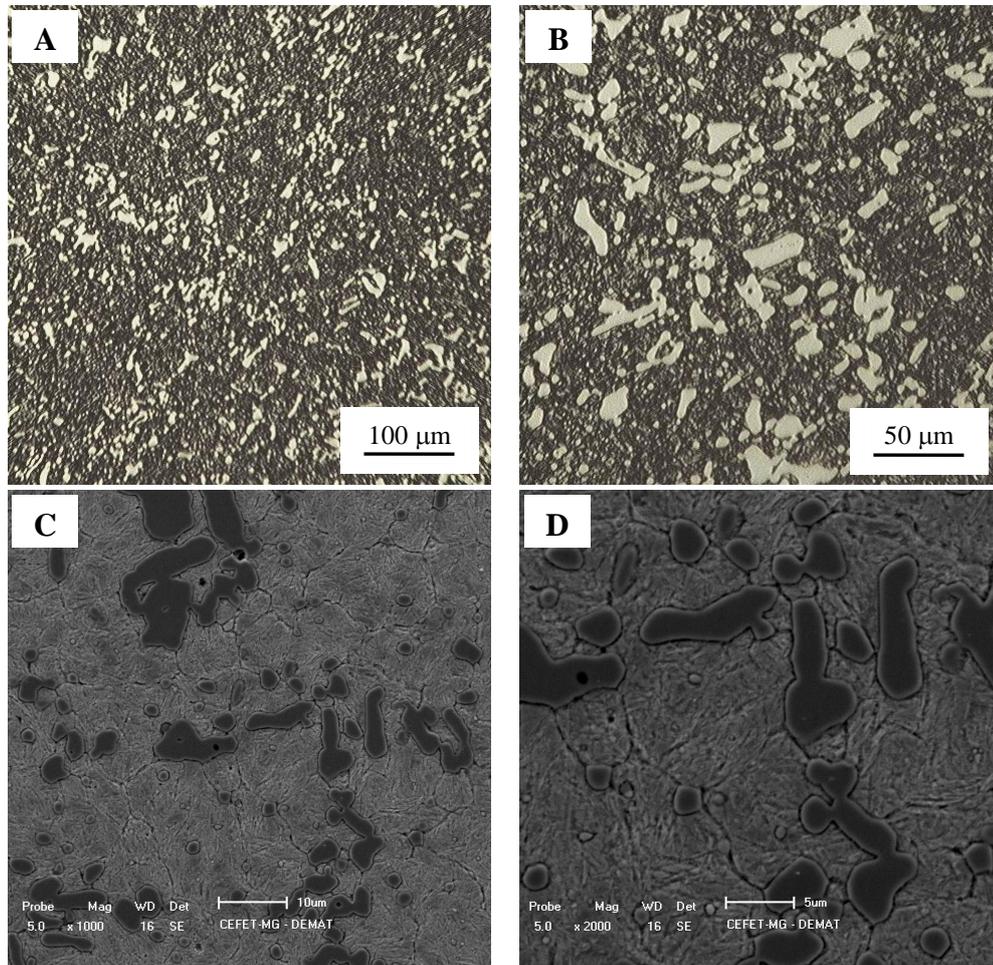
Fonte: Próprio autor

Figura 47 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional.



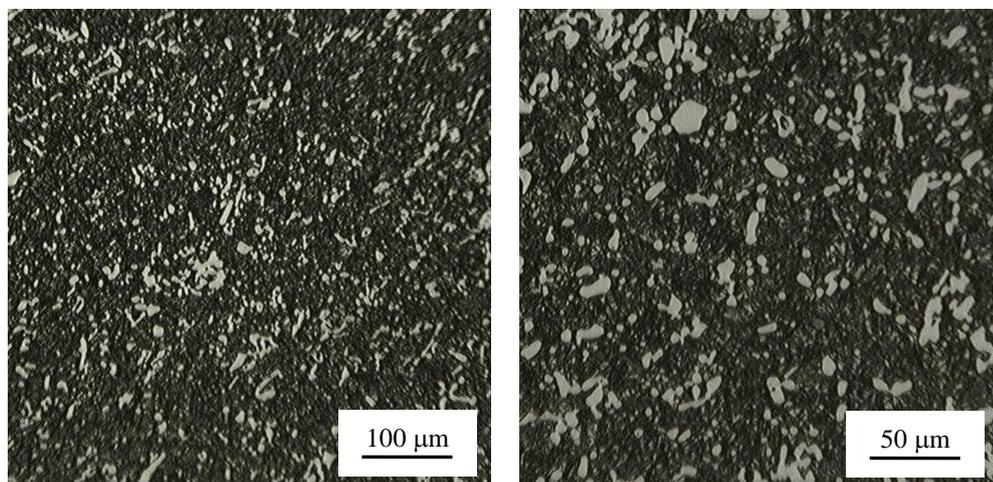
A e B – Microscopia óptica;
 C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.
 Fonte: Próprio autor.

Figura 48 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 500°C.



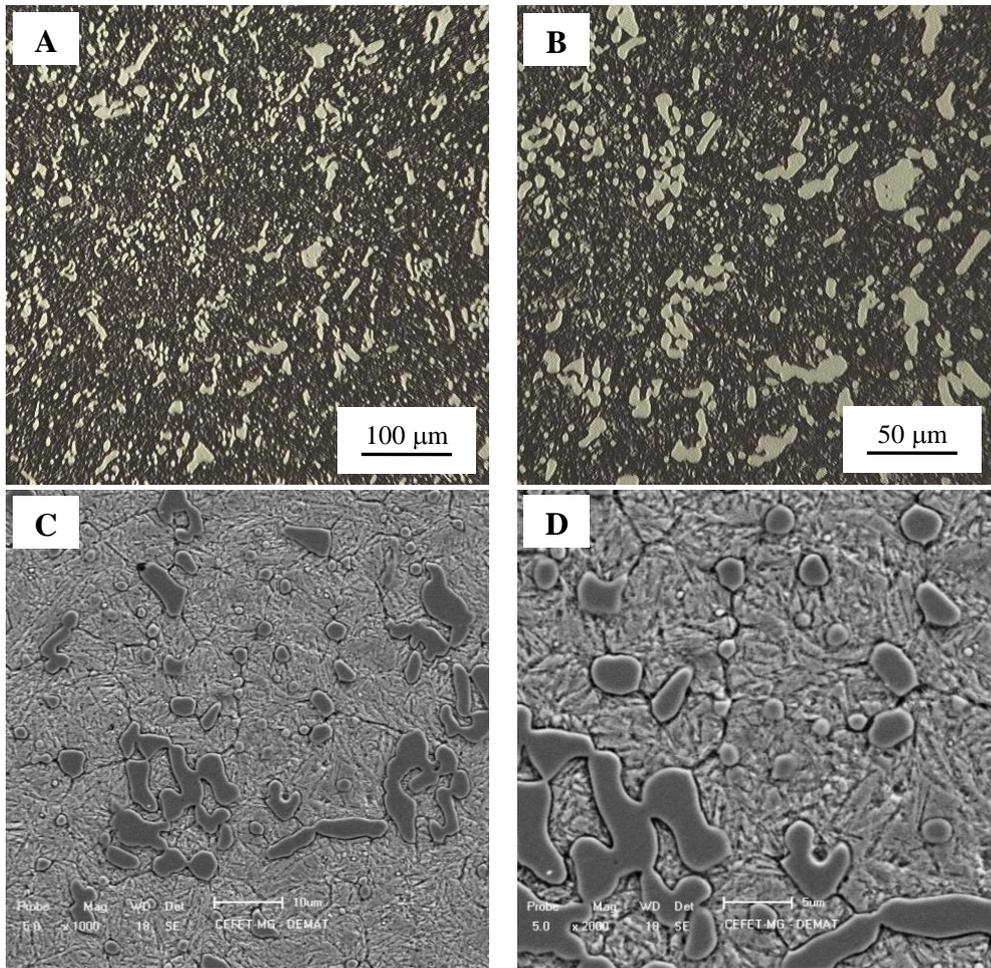
A e B – Microscopia óptica;
C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.
Fonte: Próprio autor.

Figura 49 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 525°C.



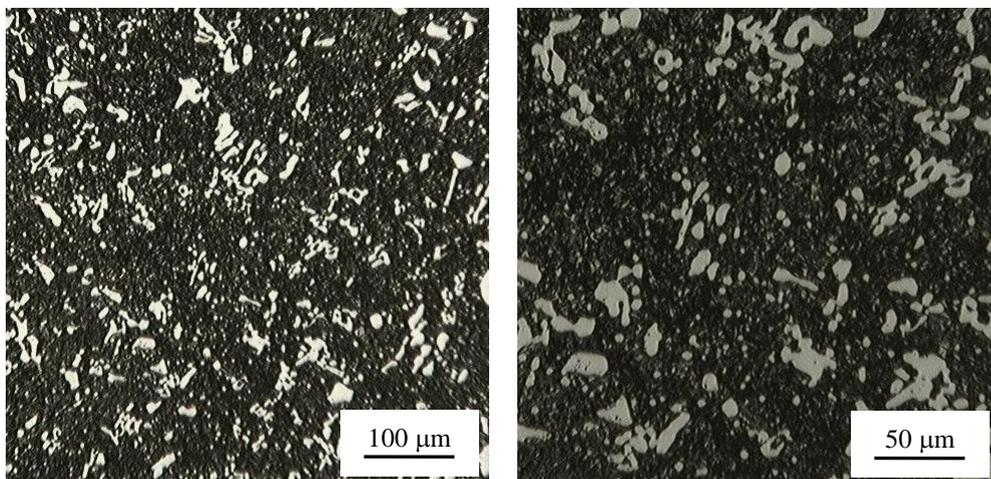
Fonte: Próprio autor.

Figura 50 – Fotomicrografia (MO e MEV) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 550°C.



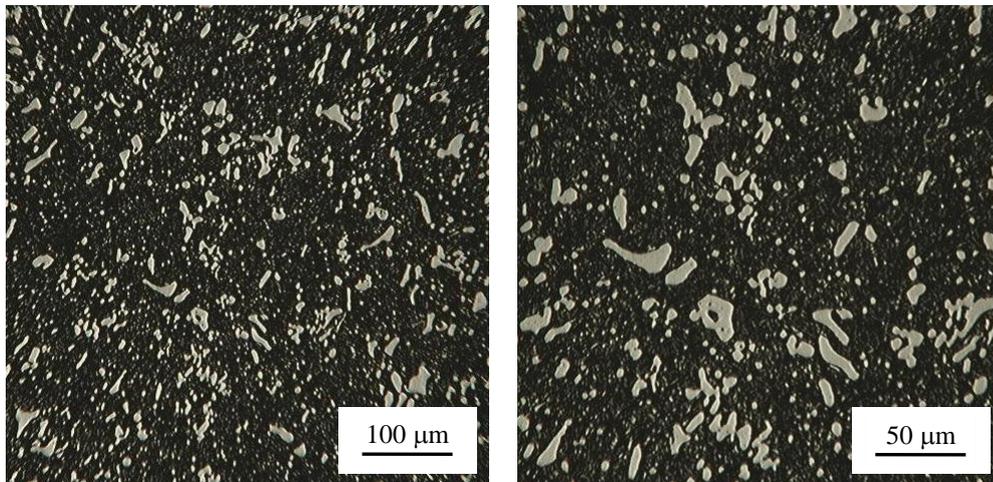
A e B – Microscopia óptica;
C – Aumento de 1000x em MEV; D – Aumento de 2000x em MEV.
Fonte: Próprio autor.

Figura 51 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 575°C.



Fonte: Próprio autor.

Figura 52 – Fotomicrografia (MO) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico subsequente à têmpera convencional e revenimento a 600°C.

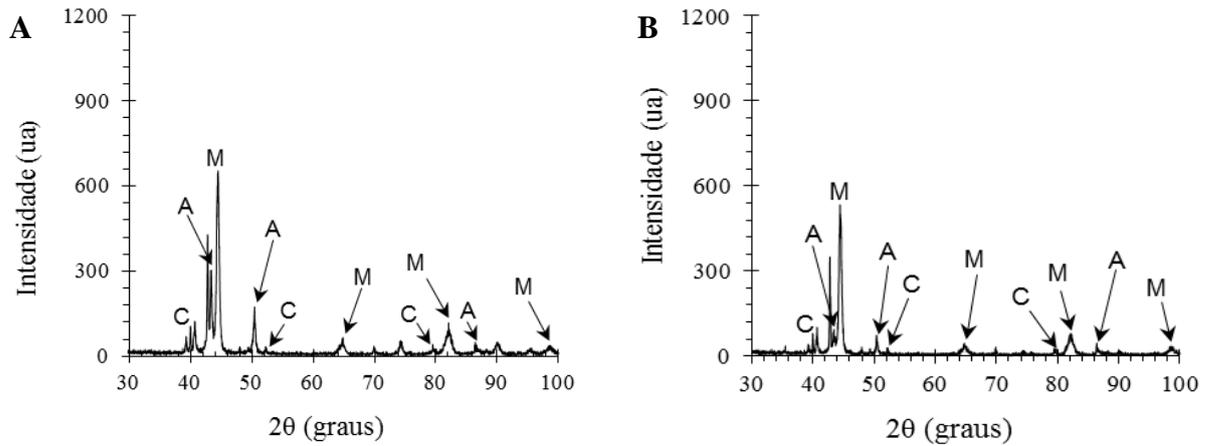


Fonte: Próprio autor.

5.2.3 Difração de raios X – DRX

Nas figuras 53 – 58, a seguir, são apresentados os difratogramas das amostras dos aços AISI D2 e AISI D6 nas duas condições de resfriamento utilizadas (têmpera em óleo e têmpera em óleo seguida de resfriamento criogênico), e nas mesmas condições de revenimento analisadas por microscopia eletrônica de varredura (sem revenimento, na temperatura de revenimento onde observou-se o endurecimento secundário e em uma temperatura de revenimento anterior ao máximo de dureza). Os picos foram definidos por meio de comparação de resultados com os trabalhos de Torkamani *et al* (2014), Amini *et al* (2010) e padrões de difração da austenita e martensita. Ressalta-se que os picos não identificados podem ser associados a óxidos presentes na superfície das amostras resultantes do processo de decapagem.

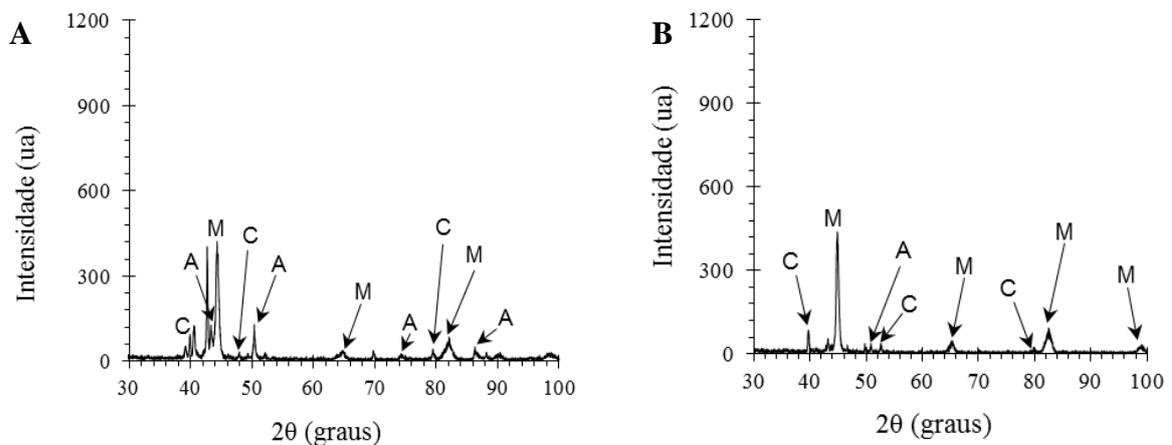
Figura 53 – Difratomogramas do aço AISI D2 sem revenimento.



A – Amostra submetida a tempera convencional; B – Amostra submetida ao tratamento criogênico.
Fonte: Próprio autor.

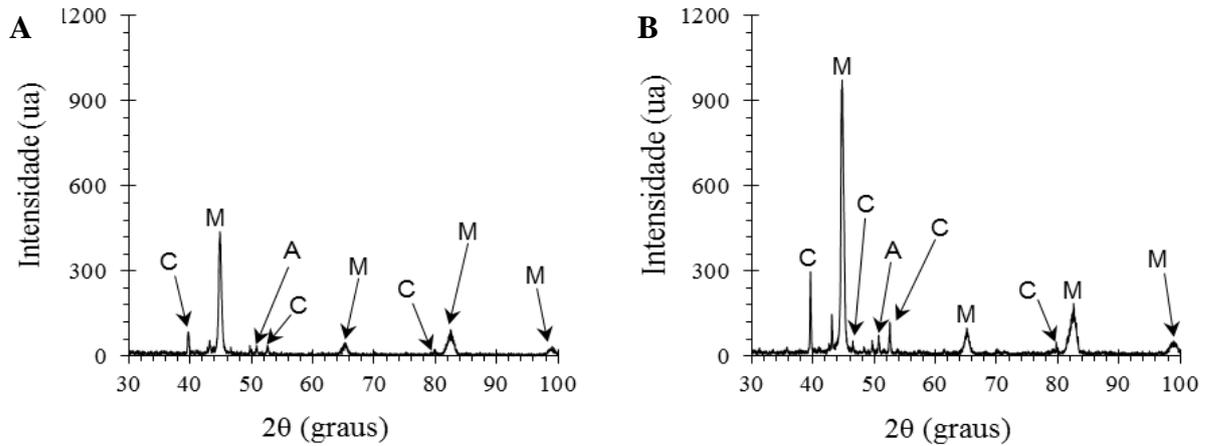
Foi identificada a presença de martensita, austenita retida e carbonetos nos difratogramas A (aço AISI D2 temperado em óleo) e B (aço AISI D2 submetido ao resfriamento criogênico) da figura 53, bem como nos difratogramas das amostras analisadas nas demais condições (figuras 54 a 58). Ao comparar os dois gráficos, observa-se que os picos característicos da austenita são menores no difratograma da amostra após tratamento criogênico. Essa redução nos picos de difração da austenita, no aço submetido à criogenia quando comparado ao aço resfriado somente em óleo, é observada em todos os difratogramas, tanto do aço AISI D2 como AISI D6 sendo que em alguns casos os picos chegam a desaparecer, conforme mostram as figuras a seguir.

Figura 54 – Difratomogramas do aço AISI D2 revenido a 525°C.



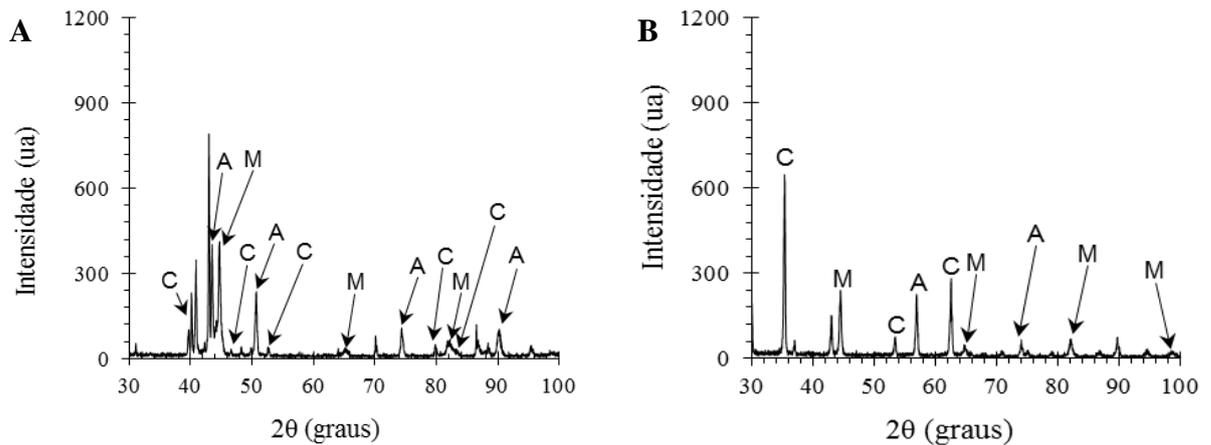
A – Amostra submetida a tempera convencional; B – Amostra submetida ao tratamento criogênico.
Fonte: Próprio autor.

Figura 55 – Difratomogramas do aço AISI D2 revenido a 550°C.



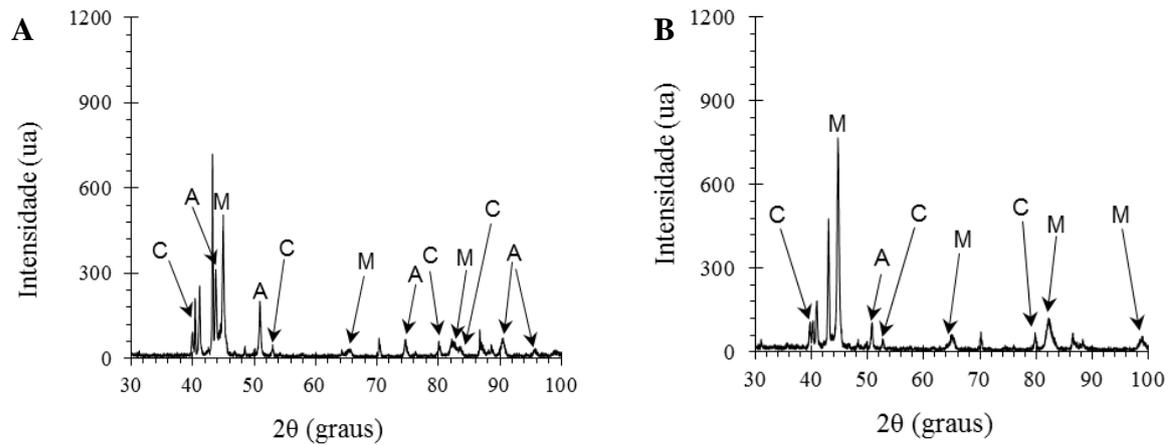
A – Amostra submetida a tempera convencional; B – Amostra submetida ao tratamento criogênico.
 Fonte: Próprio autor.

Figura 56 – Difratomogramas do aço AISI D6 sem revenimento.



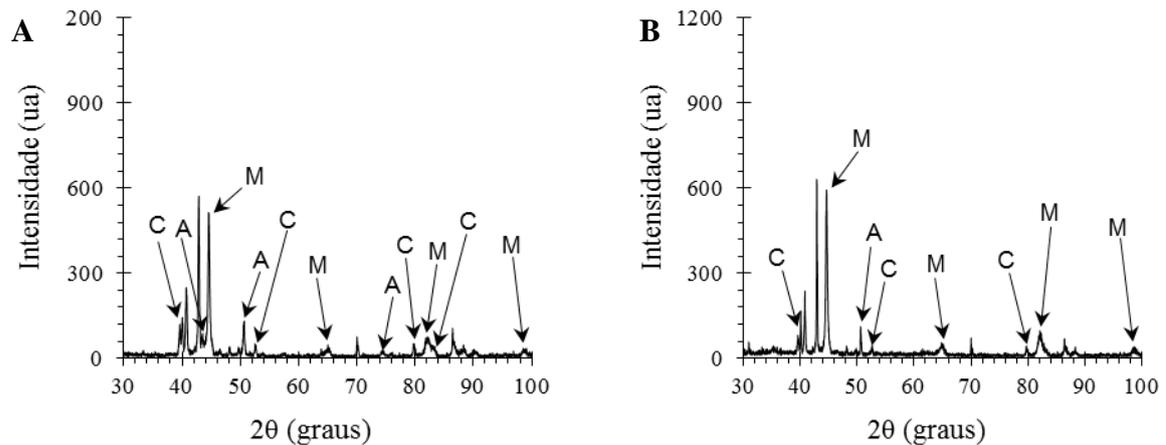
A – Amostra submetida a tempera convencional; B – Amostra submetida ao tratamento criogênico.
 Fonte: Próprio autor.

Figura 57 – Difratomogramas do aço AISI D6 revenido a 500°C.



A – Amostra submetida a tempera convencional; B – Amostra submetida ao tratamento criogênico.
Fonte: Próprio autor.

Figura 58 – Difratomogramas do aço AISI D6 revenido a 550°C.



A – Amostra submetida a tempera convencional; B – Amostra submetida ao tratamento criogênico.
Fonte: Próprio autor.

A redução nos picos de austenita, com o emprego do tratamento criogênico, está de acordo com os resultados obtidos nos valores de dureza média das amostras, que em geral apresentaram uma elevação após o resfriamento em nitrogênio líquido. O mesmo fenômeno foi observado por Das *et al* (2010), que afirma que o percentual volumétrico de austenita retida reduziu de 9% a um valor abaixo do limite de detecção do difratômetro de raios-X, após o resfriamento criogênico.

6 CONCLUSÃO

Os aços AISI D2 e AISI D6 apresentam valores médios de dureza mais elevados após o tratamento criogênico, sendo que no aço AISI D2 o fenômeno foi observado na amostra não revenida e nas amostras revenidas a 500°C e 525°C, e no aço AISI D6 observou-se esse comportamento nas amostras tratadas em todas as condições propostas.

Os aços AISI D2 e AISI D6, quando submetidos ao resfriamento criogênico, não apresentaram pico característico de endurecimento secundário na faixa de temperatura de revenimento de 500°C a 600°C. Nas amostras temperadas convencionalmente, a ocorrência de endurecimento secundário foi observada na temperatura de revenimento de 550°C, tanto para o aço AISI D2 como para o aço AISI D6.

Considerando o aço AISI D2, o emprego do tratamento criogênico leva à precipitação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, de morfologia pequena e globular, de maneira mais dispersa na matriz e em maior quantidade.

Em geral, nos dois aços estudados, os difratogramas referentes aos aços que haviam passado por resfriamento em nitrogênio líquido apresentaram picos de difração de austenita retida menores do que naqueles referentes aos aços temperados somente em óleo, comprovando o fato de que o emprego do resfriamento criogênico após têmpera convencional reduz a quantidade de austenita retida.

REFERÊNCIAS

- ASM HANDBOOK. **Metallography and microstructures**. Ohio: ASM International, 2004. 2733p.
- ASM HANDBOOK. **Heat Treating**. Ohio: ASM International, 2004. 2173p.
- AMINI, K.; NATEGH, S.; SHAFYEI, A. Influence of diferente cryotreatments on tribological behavior of 80CrMo12 5 cold work tool steel. **Materials and Design**. v. 31. p. 4666-4675, 2010.
- BRAGA, C.; SILVA, L. R.; BARBOSA, E. J. A.; BICALHO, I. S.; OLIVEIRA, F. A.; MORAIS, H. L. O.; CALADO, C. R.; CORRÊA, E. C. S. Análise do comportamento do fluido de corte integral comercial comparativamente com formulações biodegradáveis no processo de retificação. In: 69º CONGRESSO ANUAL DA ABM – INTERNACIONAL E 14º ENEMET, 2014, São Paulo. **Anais eletrônicos**. São Paulo: ABM, 2014. Disponível em: <<http://www.abmbrasil.com.br/anais/congresso-2014/>>. Acesso em 26 jun. 2014.
- CALLISTER, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 2 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2013. 702p.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2012. 599p.
- CHIAVERINI, V. **Tratamento térmico das ligas metálicas**. 1 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2008. 272p.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.
- COUTINHO, C. B. **Materiais metálicos para engenharia**. Belo Horizonte: FCO, 1992. 405p.
- DAS, D.; SARKAR, R.; DUTTA, A. K.; RAY, K. K. Influence of sub-zero treatments on fracture toughness of AISI D2 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 589-603, 2010.
- DAS, D.; DUTTA, A. K.; RAY, K. K. Sub-zero treatments of AISI D2 steel: part 1 – microstructure and hardness. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 2182-2193, 2010.
- DAS, D; RAY, K. K. Structure-property correlation of sub-zero treated AISI D2 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 541, p. 45-60, 2012.
- DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3ed. Boston: Mc Graw Hill, 1967. 751p.
- GOBBI, S. J. Influência do tratamento criogênico na resistência ao desgaste do aço para trabalho a frio AISI D2. **Universidade de Brasília**. Brasília, DF: 109p. 2009. Disponível em: <http://repositorio.unb.br/bitstream/10482/4272/1/2009_SilvioJoseGobbi.pdf>. Acesso em 17 ago. 2014.

MENDES, M. L. M. Avaliação do desempenho do aço AISI D6 tratado termicamente e nitretado em plasma com gaiola catódica visando aplicação industrial. **Universidade Federal de Rio Grande do Norte**. Natal, RN: 74p. 2008. Disponível em: < http://repositorio.ufrn.br:8080/jspui/handle/123456789/12672?locale=pt_BR>. Acesso em: 17 ago. 2014.

NANESA, H. G.; JAHASI, M. Alternative phase transformation path in cryogenically treated AISI D2 tool steel. **Materials Science & Engineering A**. v. 634. p. 32-36, 2015.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648p.

TORKAMANI, H. RAYGAN; RASSIZADEHGHANI, J. Comparing microstructure and mechanical properties of AISI D2 steel after bright hardening and oil quenching. **Materials and Design**. v.54. p. 1049-1055, 2014.

VITRY, V.; NARDONE, S.; BREYER, J. -P.; SINNAEVE, M.; DELAUNOIS, F. Microstructure of two centrifugal cast high speed steels for hot strip mills applications. **Materials and Design**. v. 34. p. 372-378, 2011.